

Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava

Fakulta materiálově-technologická

Katedra tváření materiálu

Diplomová práce

Vliv různé velikosti deformace na (D)CCT diagram oceli P620Q

Effect of different strain value on (D)CCT diagram of P620Q steel

2019

Bc. David Škandera

VŠB - Technická univerzita Ostrava
Fakulta materiálově-technologická
Katedra tváření materiálu

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. David Škandera**
Studijní program: N2109 Metalurgické inženýrství
Studijní obor: 2109T038 Moderní metalurgické technologie
Téma: **Vliv různé velikosti deformace na (D)CCT diagram oceli P620Q**
Effect of different strain value on (D)CCT diagram of P620Q steel
Jazyk vypracování: čeština

Zásady pro vypracování:

1. Teoretický rozbor – vliv deformace na fázové transformace probíhající během ochlazování ocelí
2. Dilatometrické testy a metalografické analýzy
3. Sestavení a porovnání transformačních diagramů
4. Diskuse získaných výsledků

Seznam doporučené odborné literatury:

- [1] NÜRNBERGER, F., et al. Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures. *Steel Research International*. 2010, **81**(3), 224-233.
- [2] KAWULOK, R., P. KAWULOK, I. SCHINDLER, P. OPĚLA, S. RUSZ, V. ŠEVČÁK a Z. SOŁOWSKI. Study of the effect of deformation on transformation diagrams of two low-alloy manganese-chromium steels. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018, **63**(4), 1735-1741.
- [3] YIN, S. B., X. J. SUN, Q. Y. LIU a Z. B. ZHANG. Influence of Deformation on Transformation of Low-Carbon and High Nb-Containing Steel During Continuous Cooling. *Journal of Iron and Steel Research*. 2010, **17**(2), 43-47.
- [4] SCHINDLER, I., et al. Anizotermické rozpadové diagramy oceli X70 pro výrobu bezešvých trub. *Kovárenství*. 2017, (61), 44-50.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

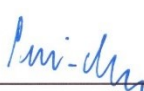
Vedoucí diplomové práce: **Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.**

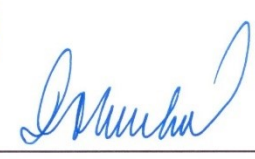
Konzultant diplomové práce: Ing. Vojtěch Ševčík

Datum zadání: 30.11.2018

Datum odevzdání: 23.04.2019




prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.
vedoucí katedry


prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka fakulty

Zásady pro vypracování diplomové práce

I.

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

II.

Uspořádání diplomové práce:

- | | |
|--|--|
| 1. Titulní list | 6. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky |
| 2. Originál zadání DP | 7. Obsah DP |
| 3. Zásady pro vypracování DP | 8. Textová část DP |
| 4. Prohlášení + místopřísečné prohlášení | 9. Seznam použité literatury |
| 5. Prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP | 10. Přílohy |

- ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.
- ad 2) Originál zadání DP student obdrží na své oborové katedře.
- ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za originálem zadání DP.
- ad 4) Prohlášení + místopřísečné prohlášení napsané na zvláštním a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP.
- ad 5) V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právnickými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.
- ad 6) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.
- ad 7) Obsah DP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.
- ad 8) Textová část DP obvykle zahrnuje:
- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;
 - Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
 - Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující doporučené úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 10).

Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslovány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

- ad 9) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém ze světových jazyků. Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690. Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.
- ad 10) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahoře: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*
Fakulta materiálově - technologická
Katedra

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*


dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení DP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování diplomové práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem magisterského, resp. navazujícího magisterského studia Fakulty materiálově - technologické, Vysoké školy báňské - Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2018/2019.

Ostrava 12. 11. 2018


Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka Fakulty materiálově- technologické
VŠB-TU Ostrava


PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě ... 26.4.2019.


.....
podpis (jméno a příjmení studenta)

Poděkování

Touto cestou bych rád poděkoval zejména svému vedoucímu Ing. Rostislavu Kawulokovi, Ph.D, za cenné rady, návrhy a připomínky při vypracování této diplomové práce a především za přátelský a profesionální přístup, podporu během studia a za čas, který mi věnoval. Velké díky patří také pracovníkům Fakulty materiálově-technologické za jejich pomoc a ochotu při experimentální části této práce. Dále bych chtěl poděkovat projektu RMTVC za propůjčení přístrojového vybavení, pomocí něhož byly zrealizovány uskutečněné experimenty.

Na závěr chci poděkovat své rodině a přátelům za morální podporu a rozptýlení v průběhu vysokoškolského studia.

Tato práce byla vytvořena také s podporou projektu DMS - CZ.02.1.01/0.0/0.0/17_049/0008399 a projektu studentské grantové soutěže SP2019/86 podporovaných na VŠB – TU Ostrava Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Bc. David Škandera, *Vliv různé velikosti deformace na (D)CCT diagram oceli P620Q*, VŠB-TU Ostrava, 2019

Vedoucí práce: Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.

Abstrakt

Tato diplomová práce se zabývá studiem vlivu termomechanických parametrů, především velikostí předchozí deformace a rychlosti ochlazování na rozpad austenitu oceli P620Q. V teoretické části jsou popsány jednotlivé produkty přeměn přechlazeného austenitu, transformační diagramy se zaměřením především na možnosti jejich ovlivnění a metody sestavení. Experimentální část charakterizuje použité experimentální zařízení, popisuje postupy prováděných experimentů a shrnuje jejich výsledky. V rámci práce byly provedeny dilatometrické testy, metalografická analýza, měření tvrdosti a simulace dilatometrického experimentu v softwaru QTSteel 3.2.

Klíčová slova: Termomechanické parametry, velikost deformace, transformační diagram, dilatometrie, metalografická analýza, ocel P620Q.

Bc. David Škandera, *Effect of different strain value on (D)CCT diagram of P620Q steel*, VŠB-TU Ostrava, 2019

Head: Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.

Abstract

This diploma thesis is focused on influence of thermomechanical parameters, especially strain value and cooling rate, of austenite transformation of P620Q steel. Theoretical part include characteristics of austenite transformation products, transformation diagrams with aim on ways of their influencing and methods of construction. Experimental part describes used experimental devices including processes of experiments and summarize all results from this experiments. In case of this diploma thesis were done dilatometric experiments, metallography analysis, measurement of hardness and finally simulation in QTSteel 3.2 software.

Key words: Thermomechanical parameters, strain value, transformation diagram, dilatometry, metallographical analysis, P620Q steel

Obsah

1. Úvod	1
2. Teoretický rozbor	2
2.1 Austenit.....	2
2.2 Fázové přeměny austenitu	3
2.2.1 Feritická přeměna.....	3
2.2.2 Perlitická přeměna	4
2.2.3 Bainitická přeměna	5
2.2.5 Martenzitická přeměna.....	6
2.3 Transformační diagramy ocelí	8
2.3.1 IRA diagramy.....	8
2.3.2 ARA diagramy	9
2.4 Možnosti ovlivnění transformačních křivek rozpadu austenitu	10
2.4.1 Chemické složení	10
2.4.2 Výchozí austenitické zrna	13
2.4.3 Teplota austenitizace.....	15
2.4.4 Předchozí deformace.....	15
2.4.5 Velikost předchozí deformace	16
2.5 Metody sestavení transformačních diagramů	18
2.5.1 Dilatometrie	18
2.5.2 Možnosti vyhodnocování dilatometrických testů	20
2.5.3 Termická analýza	21
2.5.4 Magnetometrie	23
2.5.5 Rezistometrie	24
3. Cíle práce.....	25
4. Experimentální část.....	26
4.1 Popis zkoumaného materiálu	26

4.2 Experimentální zařízení	26
4.2.1 Plastometr Gleeble 3800	26
4.2.2 Plastometr Gleeble 3800 – Dilatometrie	27
4.2.3 Software QTSteel 3.2	28
4.3 Popis experimentu	29
4.3.1 Dilatometrické testy	29
4.3.2 Určování teplot transformačních přeměn	31
4.3.2 Metalografická analýza	33
4.3.3 Měření tvrdosti	34
4.3.4 Simulace rozpadových diagramů	34
5. Diskuse výsledků	35
5.1 Výsledky dilatometrických testů	35
5.1.1 CCT diagram	35
5.1.2 DCCT diagramy	36
5.1.3 3D grafy transformačních teplot	42
5.2 Výsledky metalografické analýzy	44
5.3 Výsledky měření tvrdosti dle Brinella	50
5.4 Simulace vlivu velikosti předchozí deformace	52
5.5 Srovnání dilatometrie se simulací v QTSteel	55
6. Závěr	59
Použitá literatura	61

1. Úvod

Tváření materiálů za tepla je proces technologicky, energeticky i finančně velice náročný, proto je aspektu zefektivnění tohoto výrobního procesu věnována stále větší pozornost. Jedna z možností, jak tento proces zefektivnit je znalost rozpadových diagramů tvářených oceli a jelikož tváření kovových materiálů probíhá použitím deformace, vstupuje do popředí především znalost deformací ovlivněných diagramů rozpadu austenitu. Tyto jsou užitečné všude tam, kde probíhá řízené ochlazování výrobků bezprostředně po provedení deformace, tedy samotného tvářecího procesu.

Rozpadové diagramy předchlazeného austenitu ARA (anglicky CCT) bývají převážně konstruovány pomocí dilatometrických testů, v některých případech termickou analýzou nebo rezistometrií, a dokumentují rozpad, respektive přeměny austenitu během ochlazování. Ovšem v provozních podmínkách vstupuje do tohoto procesu vliv deformace, který rozpad austenitu v nemalé míře ovlivňuje. Z tohoto důvodu jsou CCT diagramy inovovány na diagramy DARA (anglicky DCCT), které dokumentují rozpad přechlazeného austenitu po provedení deformace, tedy tváření. Diagramy pomáhají určit rychlost ochlazování pro dosažení požadované struktury oceli, což je užitečné především pro provozy válcoven, potažmo kováren, čímž v nemalé míře eliminují výskyt nežádoucí struktury dosažené nevhodně zvolenou rychlostí ochlazování.

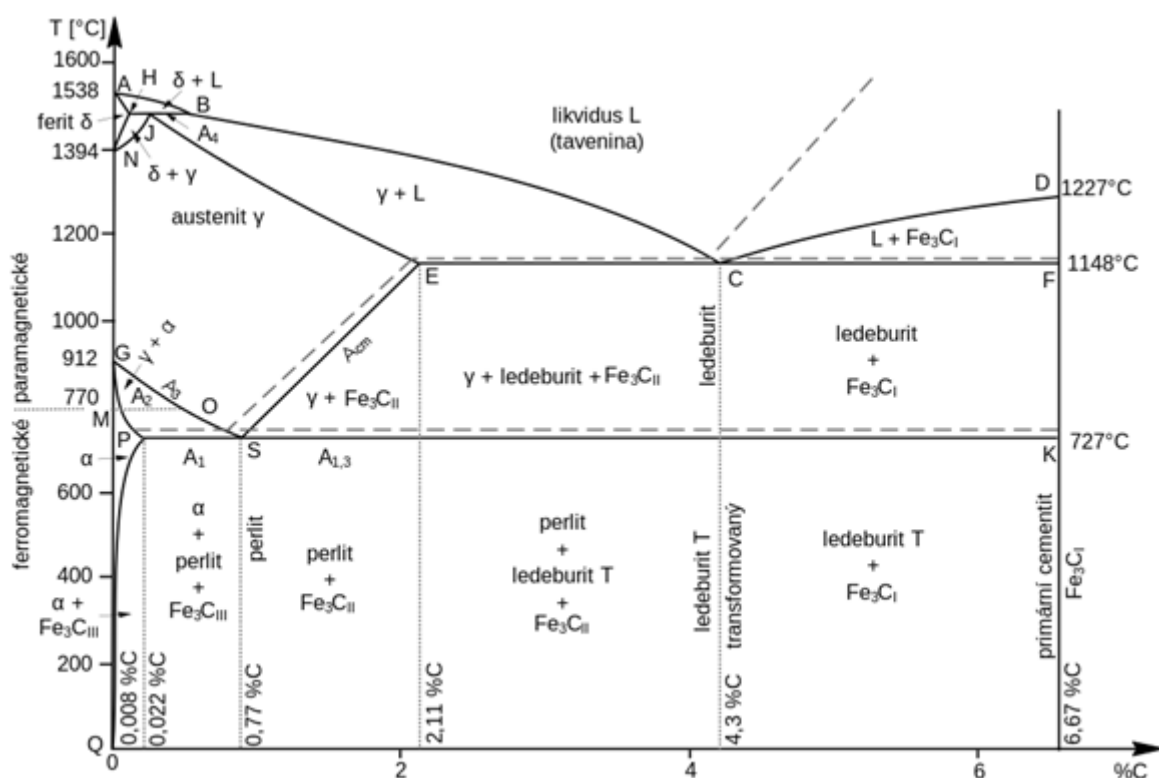
V předložené diplomové práci jsou shrnuty teoretické aspekty problematiky rozpadu austenitu s použitím i bez použití předchozí deformace – produkty přeměn, rozpadové diagramy a jejich ovlivnění především velikostí použité deformace, ale také dalšími parametry, a v neposlední řadě také možnosti sestavení a vyhodnocování. Experimentální část diplomové práce popisuje průběh všech experimentů, tedy dilatometrických testů, metalografické analýzy, měření tvrdosti a simulaci v softwaru QTSteel, včetně experimentálních zařízení, dále dokumentuje všechna získaná data – výsledky dilatometrie, snímky z metalografické analýzy spolu s podíly jednotlivých fází a průměrnou velikostí feritických zrn určených pomocí softwaru Quick PHOTO INDUSTRIAL, výsledky měření tvrdosti a v neposlední řadě také popisuje a srovnává nasimulované diagramy softwarem QTSteel 3.2 s diagramy získaných v rámci dilatometrických experimentů.

2. Teoretický rozbor

2.1 Austenit

Austenit, je tuhý roztok železa γ s uhlíkem, vyznačuje se svou houževnatostí a dobrou tvařitelností. Běžně se vyskytuje v rozmezí teplot 900 - 1390°C, v závislosti na chemickém složení oceli. Při zahřátí výchozí ocele nad kritické teploty dochází k austenitizaci, tedy k přeměně feriticko-perlitické struktury na strukturu austenitickou. K této přeměně dochází difúzním mechanismem, nejprve dochází k přeměně perlitu v austenit a poté k rozpouštění feritu (podeutektoidní oceli), popř. cementitu (nadeutektoidní oceli) v austenitu. Teplota austenitizace a časová prodleva (výdrž) na této teplotě má zásadní vliv na velikost následného feritického zrna. S rostoucí teplotou austenitizace dochází k hrubnutí jeho zrna, stejně tak delší časy na teplotě austenitizace podporují růst austenitického zrna [1,3]. Austenit lze velmi dobře legovat, za užití správných přísad lze dosáhnout dobrých hodnot korozivzdornosti, žáruvzdornosti i žárupevnosti a v neposlední řadě dosáhnout oceli s paramagnetickými vlastnostmi. Legováním mědi do austenitu jsme schopni snížit jeho energii vrstevné chyby, naopak přidáním manganu či chromu se tato hodnota zvyšuje. Vyšší energie vrstevné chyby zvyšuje teplotu rekrytalizace a dochází ke snadnému pohybu dislokací, pohybují se jak příčným skluzem, tak skluzem. Nízká energie vrstevné chyby naopak urychluje rekrytalizaci a ztěžuje pohyb dislokací, což má vliv na plastickou deformaci, která je obtížnější [1].

Železo v tomto tuhém roztoku, austenitu, má mřížku FCC – face centered cubic (kubická plošně centrovaná), která se při následné transformaci austenitu na železo α (ferit) mění na mřížku BCC – body centered cubic (kubická středově centrovaná). Tato změna je doprovázena výraznou změnou objemu, což je způsobeno větší hustotou uspořádání atomů v austenitu, než ve feritu. Rozdílná je také rozpustnost uhlíku v těchto modifikacích. Zatímco ve feritu jsme schopni rozpustit 0,22% uhlíku, v austenitu je tato hranice až na 2,11% uhlíku v případě stabilní a 2,14% uhlíku v případě metastabilní soustavy, což lze vidět na diagramu na **obr. 1** [1-3].



Obr. 1 Binární diagram Fe-Fe₃C (metastabilní plná čára, stabilní přerušovaná čára [2]).

2.2 Fázové přeměny austenitu

V závislosti na rychlosti ochlazování, potažmo přechlazení, se austenit rozpadá na nové fáze. Za vysokých teplot, při nízkých rychlostech ochlazování probíhá difúzí uhlíku perlitická přeměna Bainitická přeměna naproti tomu probíhá za nižších teplot, ale za vyšších rychlostí ochlazování. Za užití největšího stupně přechlazení vzniká z austenitu martenzitická struktura, označována jako nerovnovážný, přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α . Martenzitická přeměna neprobíhá v celém objemu, spolu s ním se ve výsledné struktuře nachází také zbytkový austenit, viz kapitola 2.2.5 [1,3,4]. V některých případech nemusí k rozpadu austenitu dojít vůbec. Tento případ se týká např. austenitických korozivzdorných ocelí, kdy vhodnou kombinací především rychlosti ochlazování a chemického složení lze dosáhnout za pokojové teploty pouze austenitické struktury [1].

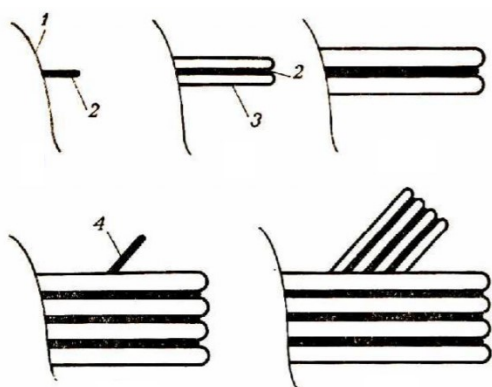
2.2.1 Feritická přeměna

Vyjma ocelí, majících eutektoidní složení, předchází přeměně perlitické přeměna feritická v případě podeutektoidní oceli a přeměna v cementit v případě oceli nadeutektoidní.

Dohromady se tyto přeměny nazývají proeutektoidní. K vylučování proeutektoidního feritu dochází tehdy, dojde-li k přechlazení austenitu z nadkritických teplot pod křivku GS v rovnovážném diagramu na **obr.1**. Feritická přeměna má výrazný vliv na výslednou strukturu a vlastnosti oceli a udává průběh rozpadu zbylého austenitu. Ferit se přednostně vylučuje na hranicích austenitických zrn, podél kterých následně i rostou. Uhlík, nacházející se v blízkosti vznikajících feritických zrn začíná difundovat blíže do středu austenitického zrna, čímž se zachovává jeho stabilita při dalším poklesu teploty. Je to právě uhlík, který spolu s teplotou a rychlostí ochlazování určují výslednou morfologii vzniklého feritu, kterých je hned několik. Jedná se o ferit alotriomorfní, idiomorfní, Widmannstättenův, masivní a acikulární neboli jehličkovitý [1,4,5,6].

2.2.2 Perlitická přeměna

Perlitická přeměna je bezesporu technicky nejznámějším a nejvýznamnějším druhem eutektoidního rozpadu austenitu. K této přeměně dochází pod teplotou A_1 , kdy se austenit o eutektoidní koncentraci rozpadá na perlit dle rovnice (1) [1,5]:



Obr. 2 Schéma vzniku perlitických lamel: 1. Hranice zrna austenitu, 2. Lamela cementitu, 3. Destička feritu, 4. Destička cementitu nové perlitické kolonie [5].

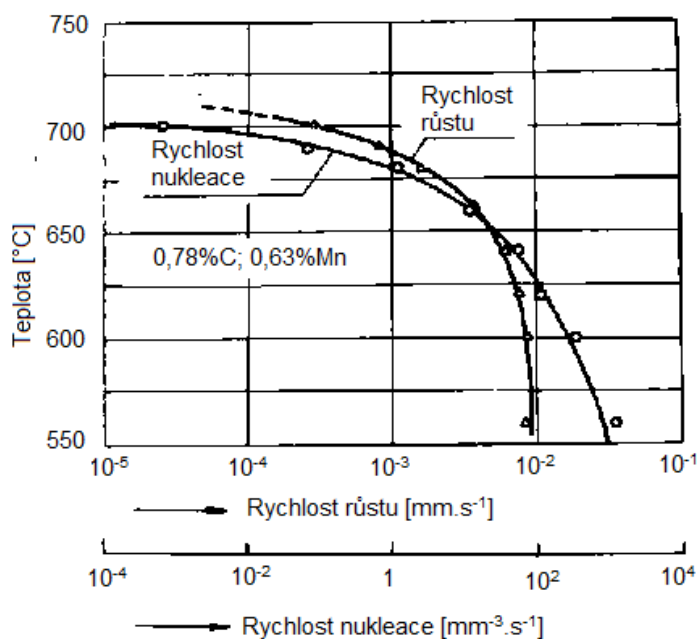
Perlit je směs feritu a cementitu, která obsahuje tyto dvě složky umístěné vedle sebe ve formě lamel. Celá perlitická přeměna začíná, dle autorů Hulla a Mehla nukleací cementitu, který je obohacený o uhlík (jiné zdroje uvádí, že řídicí fází může být i ferit, záleží na přesycení austenitu uhlíkem vzhledem k oběma fázím). S růstem cementitu dochází k ochuzení okolních oblastí o uhlík, což vyvolává nukleaci feritu, který má nižší schopnost rozpustnosti uhlíku, než cementit, proto přebytečný uhlík difunduje zpět

do austenitu, čímž podnítí vznik další lamely cementitu. Schéma vzniku perlitických lamel je na **obr. 2**. Vzdálenost jednotlivých lamel, takzvaná mezilamelární vzdálenost je klíčovým parametrem určujícím pevnost výsledné struktury. Pochopitelně s kratší vzdáleností mezi jednotlivými lamelami se pevnost zvyšuje. Velmi pomalým ochlazováním vzniká okolo teploty A_1 druhá morfologie perlitu, a to perlit kuličkový neboli globulární, vyznačující se vyšší termodynamickou stabilitou, díky nižší energii mezi fázemi [1,3-5].

Rychlost tvorby perlitických lamel závisí na kinetických parametrech, které jsou ovlivněny teplotou. Rychlost nukleace i rychlost růstu lamel s klesající teplotou rostou, ovšem pouze do jisté mezní hodnoty, viz graf na **obr. 3**. Z hlediska struktury jsou nejprůznivější oblasti pro nukleaci perlitu, respektive feritu a cementitu, ty, které obsahují nejvíce defektů struktury a tedy nejvyšší energii. Jedná se především o hranice zrn. Množství těchto hranic má přímý vliv na rychlost celé perlitické přeměny [1,4,5].

Pokud je výchozí austenitická struktura jemnozrná, bude proces nukleace probíhat rychleji, než u struktury hrubozrné, kde je celkový počet hranic zrn menší, a tím i menší počet míst pro nukleaci perlitu. Stejný efekt, jaký působí hranice austenitických zrn, způsobují i vměstky a cizí částice v austenitu. Ty mohou sloužit jako rozhraní pro nukleaci lamel perlitu. Oba kinetické procesy perlitické přeměny, tedy rychlost nukleace

a rychlost růstu mohou být umocněny plastickou deformací, která oba tyto parametry zvyšuje a zkracuje celkový čas perlitické přeměny [1,4].

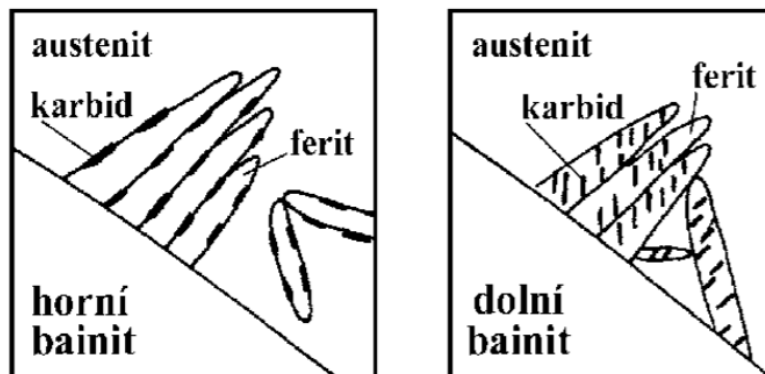


Obr. 3 Rychlost nukleace a rychlost růstu perlitu v závislosti na teplotě [1].

2.2.3 Bainitická přeměna

Bainit je definován jako feriticko-karbidická směs vzniklá rozpadem austenitu mezi teplotami cca 500°C a teplotou M_s za užití středně velkého přechlazení. Je to jakýsi přechod mezi přeměnou perlitickou a martenzitickou, stejně tak jednotlivé oblasti výskytu těchto morfologií se mohou nepatrně překrývat. Mechanismus vzniku bainitické struktury má smíšený charakter. Je zde téměř nemožnost difúze železa, zato dochází k difúzi uhlíku. Tvorba bainitu a jeho finální morfologie je silně závislá na teplotě, rychlosti ochlazování skrz bainitickou oblast a chemickém složení. V závislosti na těchto aspektech rozlišujeme horní a dolní bainit (některé prameny uvádí i existenci středního bainitu), přičemž teplotní hranice mezi nimi je závislá na obsahu uhlíku. Zásadní rozdíl ve struktuře horního a dolního bainitu je ten, že u horního bainitu se karbidy (cementit) vyskytují na mezifázových hranicích a sytí se

uhlíkem se sousedícího feritického zrna. U dolního bainitu vznikají karbidy přímo uvnitř uhlíkem přesyceného feritu a skrz něj jsou dále syceny uhlíkem z austenitu, schéma je na **obr. 4**. Rychlost nukleace bainitu je závislá na rychlosti difúze uhlíku z austenitu do karbidu, tvořícího bainit, chcete-li, acikulární ferit, jak je v mnoha literaturách nazýván [1,4-7].



Obr. 4 Schématické znázornění místa nukleace cementitu (karbidu) u horního a dolního bainitu [6].

Horní bainit je tvořen deskami bainitického feritu s cementitem na mezifázovém rozhraní. Jednotlivé desky narůstají přednostně do délky, do šířky jen velice pomalu. Karbidy v této modifikaci bainitu jsou velice hrubé, což zapříčiňuje

špatné brzdění štěpné trhliny. Pevnost je vysoká, houževnatost ovšem nikoli. Naproti tomu dolní bainit, který vzniká při teplotách nižších, než bainit horní, je na tom s houževnatostí lépe. Jemné karbidy vyloučené uvnitř desek feritické matrice brání šíření trhliny a jsou schopny ji zcela zastavit. Štíhlejší a delší tvar desek této modifikace se svými vlastnostmi blíží martenzitické struktuře [1,5-7].

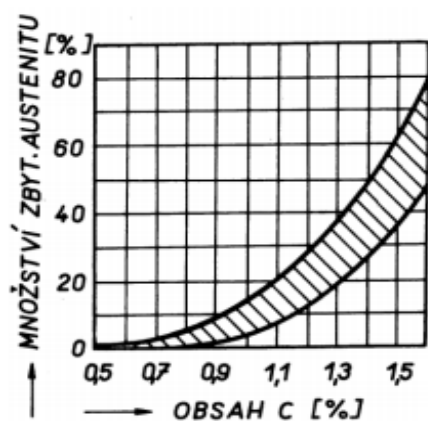
Velikost výchozího austenitického zrna u bainitické přeměny nehraje příliš velkou roli, účinky tahového napětí naproti tomu urychlují průběh bainitické transformace a přispívají také k přeměně většího podílu struktury na bainit [1,4].

2.2.5 Martenzitická přeměna

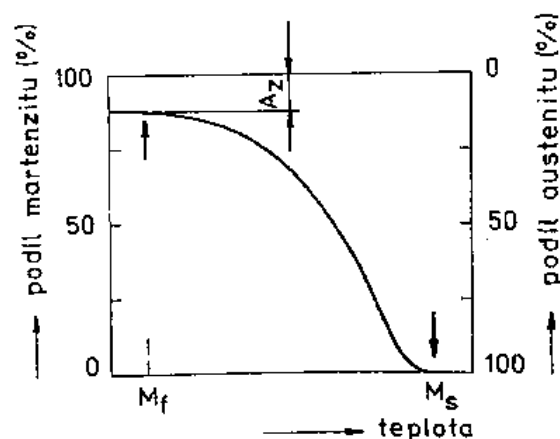
Pokud dojde ke kritickému přechlazení austenitu do oblasti tak nízkých teplot, že už difúze není možná, dojde k bezdifúzní přeměně austenitu na martenzit. Ten vzniká při rychlostech ochlazování větších, než jsou rychlosti nezbytné pro perlitickou nebo bainitickou přeměnu. Teploty počátku a konce martenzitické přeměny M_s a M_F jsou silně závislé na obsahu uhlíku a chemickém složení oceli. Převážně vzniká martenzit při kalení, překročením kritické rychlosti kalení, od které začíná martenzit vznikat, označuje se jako v_k . U nízkouhlíkových ocelí může tato hodnota dosahovat rychlosti ochlazování až $1000^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ [1,3-6,8].

Struktura martenzitu je tvořena deskami, popřípadě disky, které na metalografickém výbrusu mají tvar jehliček. Rychlost těchto útvarů může dosahovat až rychlosti zvuku. První z těchto útvarů jsou velké a dělí austenitické zrna na několik částí, další vzniklé útvary ty původní už nemohou protnout, proto jsou jemnější. Čím je tedy vyšší stupeň protváření, tím dochází k jemnější struktuře martenzitu. Na stupeň přeměny má vliv obsah uhlíku. Ten ovlivňuje podíl residuálního (zbytkového) austenitu ve výsledné struktuře, přičemž tato závislost je exponenciálního charakteru, viz **obr. 5**. S rostoucím obsahem residuálního austenitu nám dochází ke zhoršování vlastností, které sebou martenzitická struktura nese, jako jsou tvrdost a pevnost, které mu dává jeho jemnozrná struktura. Zbytkový austenit nejenže zhoršuje vlastnosti martenzitu, ale může také podnítit vznik trhliny, způsobenou samovolným rozpadem na směs feritu a karbidů. Problematiku podílu martenzitu a residuálního austenitu v závislosti na teplotě nám dokumentuje diagram na **obr. 6** [1,3-6,8].

Tvrdost martenzitu je způsobena několika aspekty. Jedná se především o zpevnění tuhého roztoku intersticiálně navázaným uhlíkem, zpevnění, které je vyvoláno hranicemi martenzitických jehlicovitých útvarů a v neposlední řadě také zpevnění substrukturní. Naproti tomu se martenzit vyznačuje svou křehkostí, která je způsobena jednak zbytkovým austenitem, ale také tepelným pnutím, které vzniká při nerovnoměrném ochlazení objemu kovu při zakalení. Křehkost martenzitické struktury se dá částečně eliminovat popouštěním, které by mělo následovat ihned po ukončení kalícího procesu. Popouštěním jsme schopni odstranit i zbytkový austenit [1,4,8].



Obr. 5 Exponenciální závislost obsahu zbytkového austenitu na obsahu uhlíku [1].



Obr. 6 Podíl zbytkového martenzitu a austenitu v závislosti na teplotě [4].

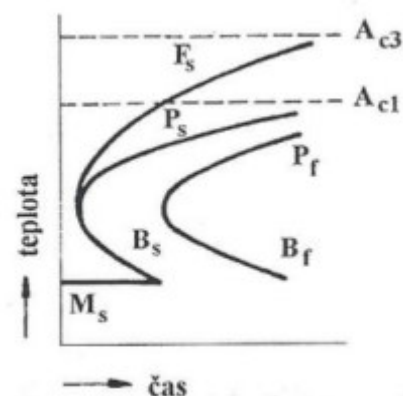
2.3 Transformační diagramy ocelí

Transformační diagramy nám znázorňují průběh přeměny přechlazeného austenitu v závislosti na teplotě a času. Každý transformační diagram platí pouze pro jednu konkrétní ocel, to znamená daného chemického složení, za daných podmínek austenitizace (velikost výchozího austenitického zrna, teplota austenitizace, izotermická výdrž na teplotě austenitizace), a vždy by měly být tyto informace pro daný diagram dohledatelné. Diagramy mají praktický význam především tam, kde dochází k tepelnému, popřípadě termomechanickému zpracování oceli – žíhárny, kalírny a především válcovny a kovárny, kde chceme řízeným ochlazováním dosáhnout požadované struktury. Konstrukce transformačních diagramů je náročná jak z časového, tak finančního hlediska. Ovšem jejich znalost a schopnost s nimi efektivně pracovat může výrazně přispět ke zlepšení výroby a v neposlední řadě také k nemalým finančním úsporám. Nejčastěji používanou metodou pro konstrukci těchto diagramů je dilatometrie, jejíž postup bude blíže popsán v experimentální části této práce [2,4,8].

Transformační diagramy jsou dvojího druhu. IRA – izotermický rozpad austenitu a ARA – anizotermický rozpad austenitu. Mnohdy se lze setkat také s diagramy DARA, což jsou ve své podstatě diagramy ARA, které jsou ovlivněny předchozí deformací [3].

2.3.1 IRA diagramy

Diagramy izotermického rozpadu austenitu (anglicky TTT – time, temperature, transformation) nám popisují přeměny austenitu na ferit, perlit a bainit při konstantní teplotě. Zpracováváme je v souřadnicích teplota-čas, eventuálně teplota-logaritmus času. V praxi lze tyto diagramy využít při izotermických pochodech tepelného zpracování. Postup při sestavování tohoto diagramu je následující: vzorek oceli daných vlastností se umístí do prostředí s teplotou, při níž chceme izotermický rozpad austenitu provést, eventuálně se může vzorek ohřívat spolu s prostředím. Po určité časové prodlevě, při níž dochází k austenitizaci, se vzorek vyjme z prostředí a prudce se ochladí na požadovanou teplotu, při níž má rozpad austenitu probíhat. Po potřebné prodlevě se vzorek zakalí na pokojovou teplotu. Austenit, který se před zakalením nestihl transformovat, se po zakalení přemění na martenzit, který může obsahovat také zbytkový austenit. Pomocí



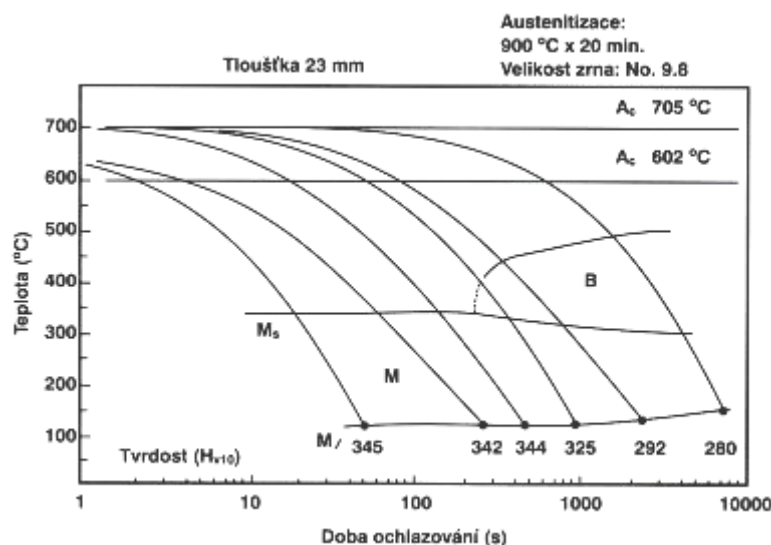
Obr. 7 Příklad IRA diagramu podeutektoidní oceli [4].

metalografického rozboru jsme poté schopni určit, která fáze a v jakém množství vznikla při izotermickém rozpadu, tedy před zakalením. Ukázka IRA diagramu na je **obr. 7** [2,4,8].

IRA diagramy jsou silně ovlivněny chemickým složením oceli, potažmo přítomnými legujícími prvky, dále pak parametry austenitizace a velikostí výchozího zrna austenitu. S rostoucí homogenitou a velikostí austenitického zrna se křivky těchto diagramů posouvají doprava po časové ose, dochází tedy k prodloužení inkubační doby. Naopak jemné výchozí austenitické zrna a nehomogenita (přítomnost vměstků, karbidů, nečistot) podporuje vyšší rychlost jednotlivých transformací. Otázka vlivu chemického složení na tyto diagramy je velice rozsáhlá. Například nikl, měď a křemík (austenitotvorné prvky) křivky diagramu téměř nemění, pouze je posouvají po časové ose směrem doprava a zvyšují tak stabilitu austenitické struktury. Naproti tomu karbidotvorné prvky, kde spadá Cr, Mo, Ti, V, W výrazně ovlivňují tvar křivek IRA diagramu, zvláště křivku perlitu a bainitu. Při jistém složení může dojít až k oddělení perlitické a bainitické oblasti [4,5,8].

2.3.2 ARA diagramy

Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (anglicky CCT – continuous cooling transformation) charakterizují rozpad austenitu při plynulém ochlazování austenitu různými rychlostmi ochlazování. Opět se konstruuje v souřadnicích teplota-čas, popř. teplota-log času. Diagramy obsahují křivky jednotlivých přeměn a také křivky ochlazování, které jsou limitovány možnostmi používaného zařízení. U dilatometrů se toto rozpětí pohybuje od 0,1 do $300^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Čím více rychlostí ochlazování se použije, tím přesněji je možno ARA diagram zpracovat. Příklad ARA diagramu na **obr. 8** [1,4,8].



Obr. 8 ARA diagram oceli s obsahem 9% niklu [9].

ARA diagram na **obr. 8** zobrazuje ochlazování kryogenní austenitické oceli s obsahem 9% niklu vysokými rychlostmi. Při použití nejvyšších rychlostí ochlazování v tomto experimentu bylo dosaženo pouze martenzitické struktury, oblast bainitická se začíná objevovat až při výrazném snížení rychlosti ochlazování. Graf je navíc doplněn o hodnoty tvrdosti pro jednotlivé ochlazovací křivky [9].

Křivky ochlazování mohou mít mnohdy velmi nestandardní a nečekaný charakter, důvodem je exotermický průběh reakcí při rozpadu austenitu. Ten začíná při ochlazování ochlazení pod teplotu A_{r3} . Při použití velmi nízkých rychlostí ochlazování dochází právě pod touto teplotou k vylučování feritu, na které navazuje vylučování perlitu pod teplotou A_{r1} . Při zvyšování ochlazovacích rychlostí se podíl feritu ve výsledné struktuře zmenšuje. S dalším zvyšováním rychlosti ochlazování se po vyloučení perlitu začne vylučovat bainit, dojde tedy k protnutí křivky B_s . Pokud rychlost ochlazování dosáhne kritické rychlosti, dojde po protnutí křivky M_s k bezdifúzní přeměně na martenzit [1,4].

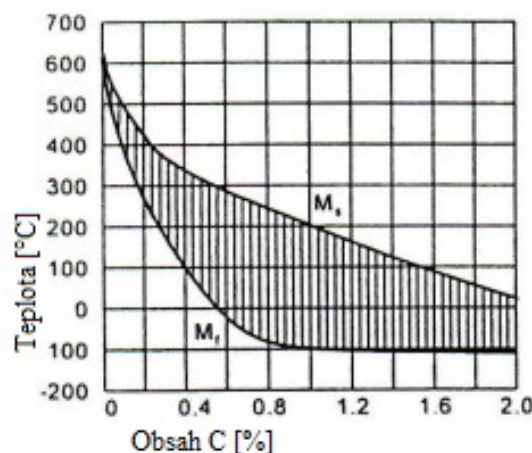
ARA diagramy jsou stejně jako diagramy IRA ovlivnitelné mnoha faktory. Jedná se především o chemické složení dané oceli, podmínky austenitizace a velikost výchozího zrna. Polohy křivek ARA diagramu můžeme ovlivnit také deformací vzorku po austenitizaci, výsledný diagram pak nazýváme DARA (anglicky DCCT – deformation CCT) [1,3,4].

2.4 Možnosti ovlivnění transformačních křivek rozpadu austenitu

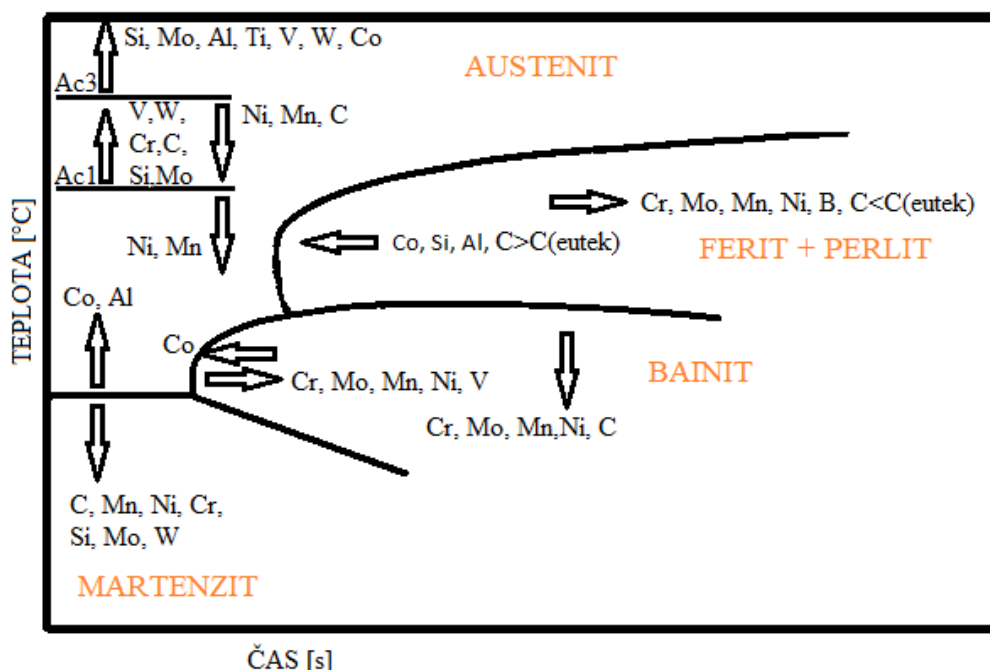
Rozpad austenitu je hrou mnoha faktorů, jak už bylo uvedeno v předchozích kapitolách. Je ovlivněn chemickým složením oceli, mikrostrukturou, teplotou austenitizace, izotermickou prodlevou, rychlostí ochlazování a v neposlední řadě taky deformací [4].

2.4.1 Chemické složení

Chemické složení je u rozpadových diagramů austenitu jedním ze zásadních činitelů. Ocel obsahuje spoustu vedlejších prvků a legujících prvků, které více či méně ovlivňují rozpad přechlazeného austenitu.



Obr. 9 Vliv obsahu uhlíku na teplotu M_s a M_F [10].



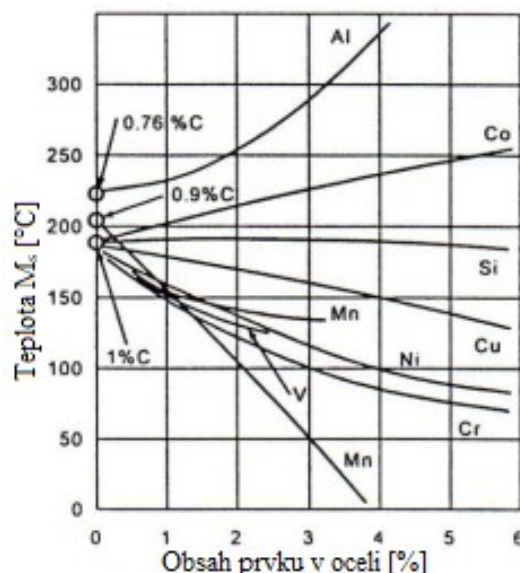
Obr. 10 Schématické znázornění vlivu vybraných chemických prvků na posuny jednotlivých křivek ARA diagramu [11].

Uhlík, jakožto jeden ze základních prvků všech ocelí, dokáže transformačními křivkami značně hýbat. Pokud je $C > C_{\text{eutek}}$, dojde k posunutí perlitické křivky doleva, dojde tedy k urychlení přeměny. Pokud je tato nerovnost obrácená, dojde k jejímu zbrzdění. Dále pak, v případě rostoucího obsahu uhlíku, dochází ke snížení teploty M_s (**obr. 9**), A_{c3} , a k posunu bainitické křivky směrem dolů po teplotní ose. Vlivem zvyšujícího se obsahu uhlíku dochází také ke zvýšení teploty A_{c1} a ke snížení teploty feritické transformace a k jejímu zbrzdění. Přehledný graf působení dalších prvků na křivky ARA diagramu znázorňuje **obr. 10**. Za zmínku zde určitě stojí bór, který svým obsahem ovlivňuje kinetiku proeutektoidní feritické přeměny a přeměny perlitické. Bór, jelikož se ukládá na hranicích austenitických zrn, výrazně brzdí difúzi uhlíku, čímž dochází k celkovému brzdění těchto dvou přeměn a k jejich posunu po ose času směrem doprava. Účinky bóru v tomto hledisku mnohonásobně převyšují účinky ostatních prvků (Cr, Mo, Mn, Ni), uvedených na **obr. 10** [2,4,11-13].

Pokud se jedná o přeměnu perlitickou, ta je spolu s přeměnou feritickou nejvíce urychlována kobaltem, křemíkem a hliníkem, ostatní prvky působí na rychlost těchto přeměn v opačném smyslu a to z důvodu jejich negativního účinku na rychlost nukleace a růstu feritu a tedy i perlitu. Akceleraci vzniku perlitu můžeme podpořit také zvýšením obsahu uhlíku v oceli, ale pouze do jeho eutektoidního obsahu. Zvyšováním obsahu uhlíku nad eutektoidní složení dochází k opačnému efektu [8,11].

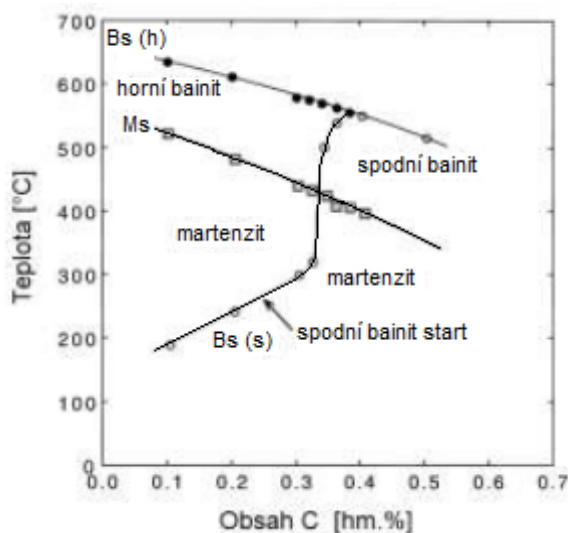
Bainitická transformace je v převážné míře ovlivněna obsahem uhlíku. S rostoucím obsahem tohoto prvku klesá bainitická křivka dolů po teplotní ose, tuto skutečnost blíže dokumentuje graf na **obr.11**. Snížení teploty bainitické přeměny podporuje také Cr, Mo, Mn, Ni a W. Jediný prvek, který působí proti účinkům těchto prvků a s jeho narůstajícím obsahem v oceli dochází ke zvýšení teploty B_s je kobalt. Teplota B_F není přísadovými prvky výrazně ovlivňována a z pravidla se pohybuje v úzkém rozmezí teplot (cca 300-380°C). Tuto teplotu ovlivňují ostatní transformace [4,11].

Martenzitická přeměna je do značné míry opět ovlivňována obsahem uhlíku, viz **obr. 9** a **obr. 11**. Všechny přísadové prvky snižují teplotu počátku martenzitické přeměny, vyjímaje hliník a kobalt. Teplota přeměny je dle některých autorů ovlivňována také obsahem dusíku, byť je jeho zastoupení v ocelích zanedbatelné. Při analýze grafu na **obr. 12** zjistíme, že největší vliv na zvýšení teploty M_s má hliník, křemík působí téměř neutrálně a nejvíce snižuje tuto teplotu mangan. Při složení oceli 0,9%C a cca 4%Mn je teplota počátku



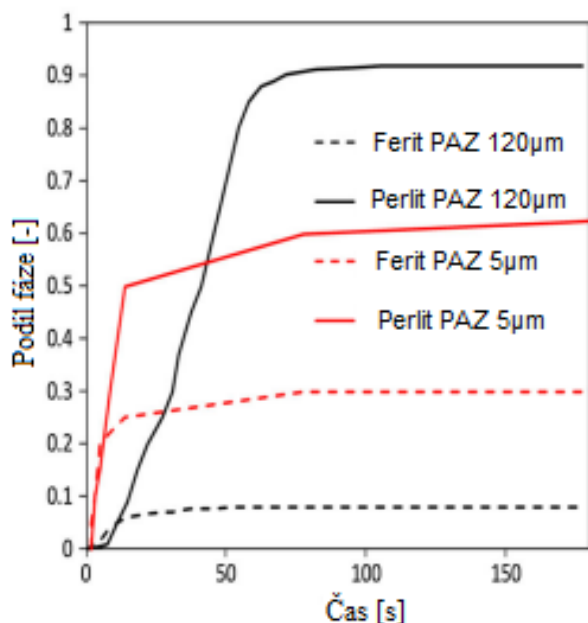
Obr. 12 Vliv obsahu vybraných prvků na teplotu M_s v závislosti na obsahu uhlíku 0,76; 0,9 a 1%C [10].

martenzitické přeměny snížena téměř na 0°C. Pro výpočet teploty M_s existuje mnoho experimentálních vzorců, například rovnice dle Jareše (2), která platí pro nízkoalegované a středně legované oceli s obsahem uhlíku nad 0,2% [4,11,12].



Obr. 11 Vliv obsahu uhlíku na polohy křivek B_s a M_s [2].

$$M_s[^\circ\text{C}] = 530 - 415C + 90C^2 - 35\text{Mn} - 30\text{Cr} - 20\text{Ni} - 15\text{W} - 10\text{Mo} \quad (2)$$

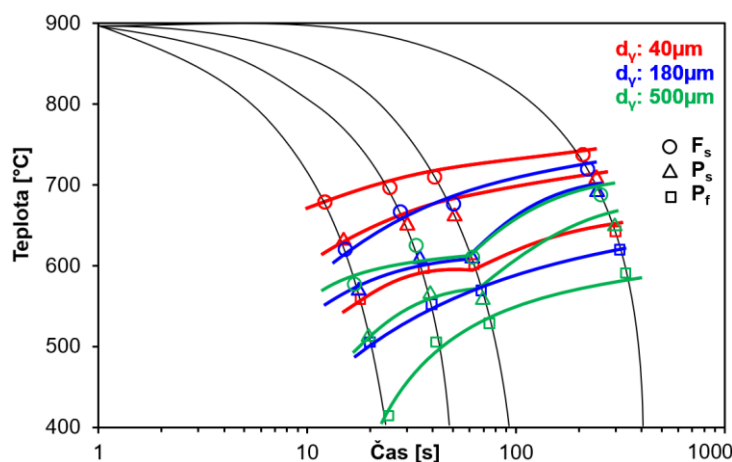


Obr. 13 Podíl vzniklých fází v závislosti na čase pro rozdílné velikosti PAZ – původního austenitického zrna [15].

2.4.2 Výchozí austenitické zrna

Dalším z parametrů ovlivňujících křivky transformačních diagramů je velikost výchozího austenitického zrna. Z experimentu kolektivu autorů [14], kteří zkoumali konkrétně ocel Fe-C-Mn, vyplývá, že menší austenitické zrna snižuje podíl perlitu ve výsledné struktuře. Experimentu byly podrobeny vzorky s velikostí austenitického zrna 5 a 120 µm. Ty byly zahřány na teplotu austenitizace 1200°C a následně ochlazeny na 660°C. Výsledné složení dokumentuje grafické znázornění na **obr. 13**. Z grafu vyplývá, že v případě většího austenitického

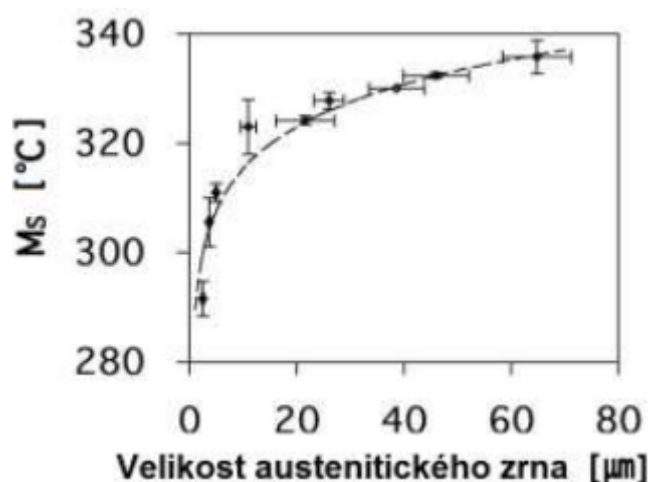
zrna, v tomto případě 120µm (průměr austenitického zrna – PAZ) je výsledná struktura tvořena převážně perlitem. Naopak struktura s výchozím zrnem 5µm je tvořena perlitem a feritem cca v poměru 3:1. Z dalšího experimentu vyplývá snížení teploty transformačních křivek feritu a perlitu u hrubozrnnější struktury, což dokládá také graf na **obr. 14**. V tomto byla zkoumána ocel o obsahu 0,15%C; 0,5%Si a 1%Mn o výchozím austenitickém zrně 40, 180 a 500µm a teplotě austenitizace 900°C. I zde lze vidět pokles teploty transformačních křivek s rostoucí velikostí austenitického zrna, přičemž porovnáme-li strukturní stav s výchozím zrnem 40µm a 500µm, je tento rozdíl mezi transformačními křivkami více než 100°C [14-16].



Obr. 14 Srovnání teploty transformačních křivek při rozdílné velikosti PAZ [16].

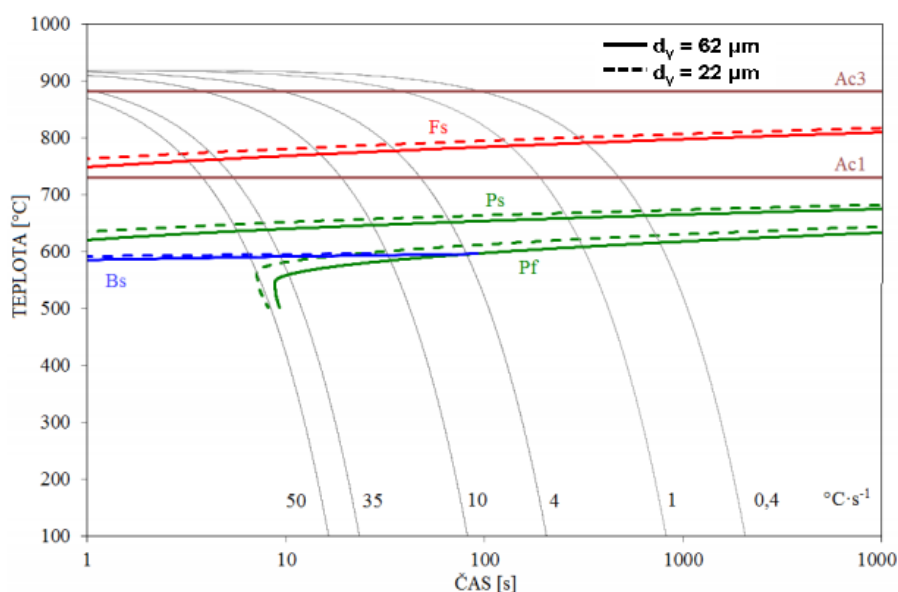
V případě martenzitické přeměny, jehož teplota začátku a konce přeměny je silně závislá na chemickém složení oceli, viz **kap. 2.4.1**, dochází vlivem hrubšího výchozí zrna austenitu k posunu teplot M_S a M_F směrem nahoru, jak dokumentuje **obr. 15**. Zatímco rostoucí obsah uhlíku tyto teploty snižuje, hrubší zrna, tedy vyšší teplota austenitizace a delší izotermická výdrž na teplotě austenitizace, které hrubnutí zrna podporují, je zvyšují. Vliv na velikost austenitického zrna má také historie tváření [17].

Vliv velikosti výchozího austenitického zrna je možno také nasimulovat. Simulace v sobě zahrnuje vliv chemického složení, velikosti právě austenitického zrna, teplotu austenitizace a další parametry. Takovouto simulací byl podpořen experiment autorů [16]. Simulace byla provedena v programu QTSteel 3.2 a na CCT diagramu (**obr. 16**) vytvořeného tímto softwarem lze sledovat vliv



Obr. 15 Vliv velikosti austenitického zrna na teplotu M_S [17].

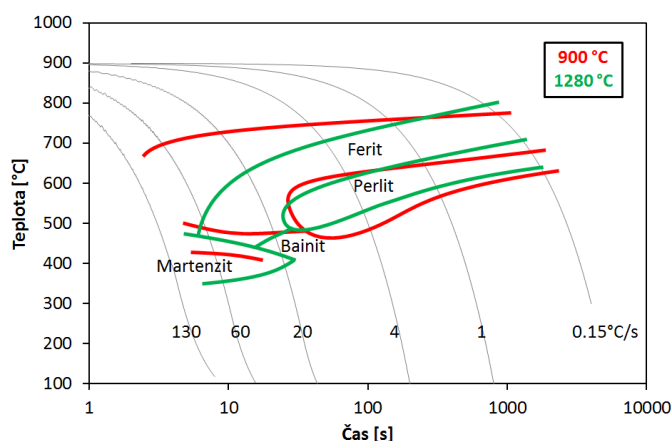
rozdílu austenitického zrna na polohy transformačních křivek. Byly porovnány vzorky, jejichž rozdíl ve velikosti zrna austenitu byl $40\mu\text{m}$. I přes tento malý rozdíl lze vidět posunutí křivek oceli s jemnějším zrnem směrem doleva, tedy k vyšším teplotám a kratším časům [16].



Obr. 16 Vliv velikosti austenitického zrna na posuny v ARA diagramu oceli C10. Přerušovaná čára jemnější zrna, plná čára hrubší zrna [16].

2.4.3 Teplota austenitizace

Další z parametrů ovlivňujících křivky transformačních diagramů je teplota austenitizace. Ta v nemalé míře ovlivňuje hrubnutí austenitického zrna, což má dopad na celkový průběh následného rozpadu austenitu. Při zvyšování teploty austenitizace dochází k hrubnutí zrna austenitu a hrubší zrna způsobuje pokles teplot transformačních křivek, viz **kap. 2.4.2**. Problematiku velikosti teploty austenitizace dokumentuje **obr. 17**. Jedná se o srovnávací DCCT diagram (DARA – deformací ovlivněný ARA diagram), nicméně zkonstruovaný pro dvě teploty austenitizace, a to 900 a 1280 °C, přičemž křivky vymezující transformaci austenitu po ohřevu na 1280 °C jsou přepočteny tak, aby nebyly ovlivněny různým časem ochlazování z teplot austenitizace, jinak řečeno aby byly porovnatelné. Na grafu lze vidět markantní pokles teploty tvorby feritu a také lehký pokles perlitické křivky, a to především s rostoucí rychlostí ochlazování [18].



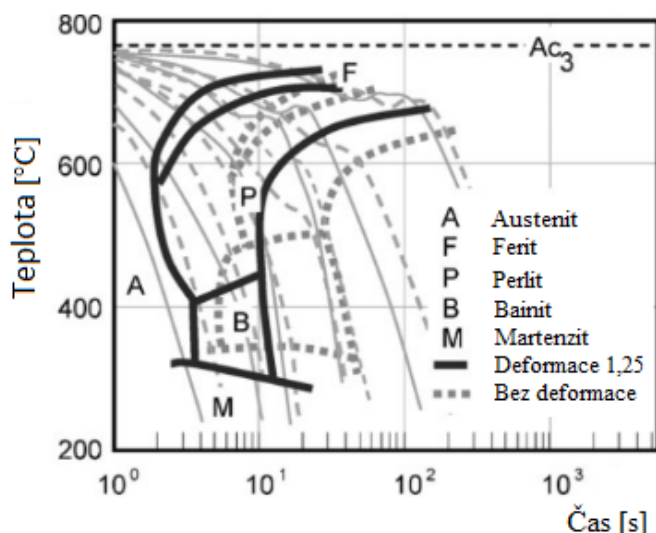
Obr. 17 DCCT diagramy oceli X70 při teplotách austenitizace 900 a 1280 °C [18].

2.4.4 Předchozí deformace

Provedeme-li deformaci austenitu před přeměnou, potažmo během přeměny, dojde k ovlivnění rozpadových diagramů a samozřejmě i struktury oceli, včetně jejich vlastností. Vlivem deformace dochází k nahuštění austenitického zrna, zmenšení jeho velikosti, čímž dochází k akceleraci transformačních křivek, ovšem nemusí tomu tak být vždy u všech křivek. Velkou roli zde hraje opět chemické složení oceli [19].

Deformací dochází především k akceleraci transformací řízených difúzí (feritická a perlitická), což dokládá celá řada prací, ku příkladu kolektiv autorů [18,20]. Urychlení difúzních procesů se projevuje především na počátku transformací, při nízkém stupni podchlazení a roste spolu s deformací. Zvýšený počet mřížkových poruch urychluje difúzi atomů v tuhém roztoku a podporuje rychlejší nukleaci zárodků nové fáze [19]. **Obr. 18** tuto

skutečnost dokládá diagramem, který srovnává CCT a DCCT diagramy oceli s obsahem uhlíku 0,45%. Došlo zde k potvrzení teze o akceleraci difúzních přeměn a také k akceleraci křivky bainitické transformace, jejíž chování nelze z hlediska deformace zobecnit a v závislosti na druhu oceli a jejím chemickém složení může dojít jak k urychlení, tak ke zbrzdění této transformace [18,21,22].



Obr. 18 Srovnání CCT a DCCT diagramu oceli s 0,45%C [21].

Rozdílný vliv deformace na bainitickou transformaci potvrzuje také práce kolektivu autorů [20], kdy bylo zkoumáno 5 chemicky odlišných ocelí a pro ně byly zkonstruovány DCCT diagramy. U tří z těchto zkoumaných ocelí došlo k akceleraci bainitické transformace, u jedné neměla deformace na její průběh žádný efekt a u poslední oceli bainitická transformace neproběhla vůbec.

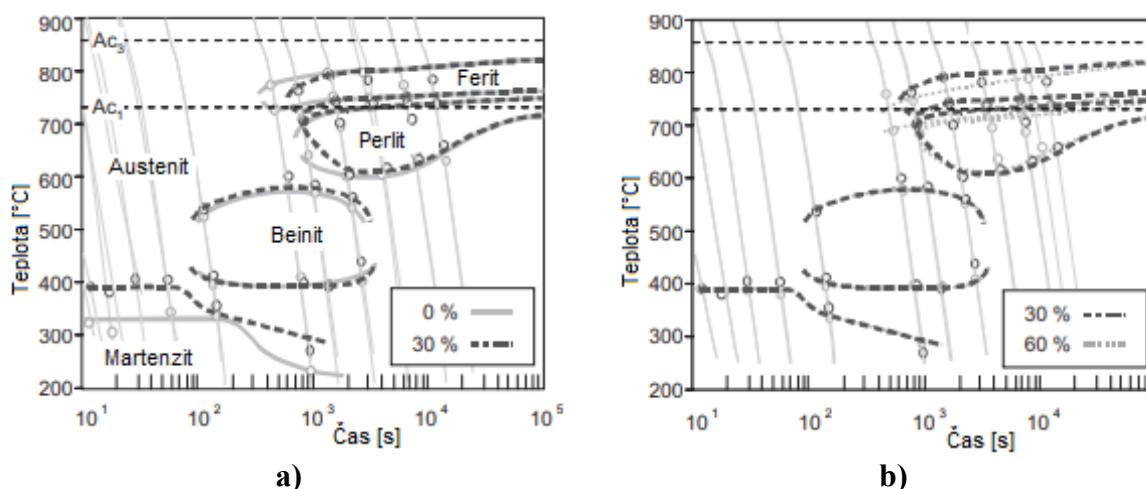
Z chemického složení ocelí také

vyplývá vliv uhlíku na bainitickou transformaci a to, že s klesajícím obsahem uhlíku roste pravděpodobnost urychlení bainitické transformace. U vyšších rychlostí ochlazování vede použití předchozí deformace ke snížení teploty počátku martenzitické přeměny, ovšem toto tvrzení není objektivní pro všechny druhy ocelí [20].

2.4.5 Velikost předchozí deformace

Velikost použité deformace má vliv především na transformace ovlivněné difúzí. Vliv velikosti deformace na transformaci bainitickou a martenzitickou nemusí být vždy sledován v závislosti na chemickém složení oceli. Co se týče feritické a perlitické transformace, ty jsou značně urychleny především zvýšenou hustotou dislokací po plastické deformaci, což podněcuje akceleraci nukleace těchto fází. Graf na **obr. 19** zobrazuje vliv různé velikosti deformace na ocel 34CrMo4. Srovnávána je zde deformace 0 a 30% (**obr. 19a**) a 30 a 60% (**obr. 19b**). Je zde zcela zřejmý vliv deformace jak na difúzní přeměny, tak na křivku martenzitické deformace, která je značně posunuta dolů po teplotní ose. V případě grafu srovnávajícího deformace 30 a 60% lze vidět pouze posun křivek ovlivněných difúzí, tedy křivky feritu a perlitu. V případě bainitické i martenzitické transformace zůstaly křivky

(s deformací 30%) zcela nezměněny. Grafy jsou doplněny o **tab. 1** demonstrující podíl vzniklých fází při vybraných rychlostech ochlazování, doplněných o hodnoty tvrdosti dle Vickerse, u které můžeme sledovat trend růstu s rostoucí poměrnou deformací [21,23].



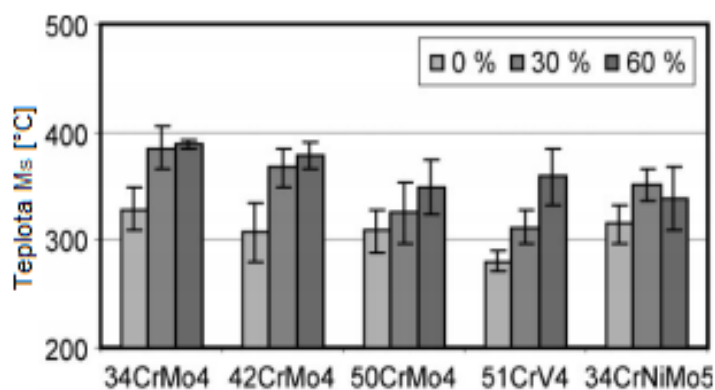
Obr. 19a Srovnání CTT a DCCT diagramu oceli 34CrMo4 s teplotou austenitizace 1200°C [21].

Obr. 19b Srovnání DCCT diagramů s použitím poměrné deformace 30 a 60% s teplotou austenitizace 1200°C pro ocel 34CrMo4 [21].

Tab. 1 Obsah jednotlivých fází v oceli 34CrMo4 pro případ bez deformace a s deformací 30 a 60%, doplněné o hodnoty tvrdosti. F-ferit, P-perlit, B-bainit, M-martenzit, HV-tvrdost dle Vickerse [21].

$^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$	30	15	6	1	0,6	0,3	0,15	0,07	0,04
Bez deformace									
F (%)	/	/	/	1	10	18	21	24	31
P (%)	/	/	/	/	3	67	71	76	69
B (%)	<1	<1	80	99	87	15	8	/	/
M (%)	100	100	20	/	/	/	/	/	/
HV	556	543	463	301	272	240	243	198	165
Deformace 30%									
F (%)	/	/	/	/	5	9	13	28	32
P (%)	/	/	/	/	2	26	87	72	68
B (%)	/	/	35	100	93	65	/	/	/
M (%)	100	100	65	/	/	/	/	/	/
HV	564	563	433	288	278	267	235	205	174
Deformace 60%									
F (%)	/	/	/	5	10	15	22	22	23
P (%)	/	/	/	/	10	30	78	78	77
B (%)	/	4	50	95	80	55	/	/	/
M (%)	100	96	50	/	/	/	/	/	/
HV	581	557	432	287	280	274	225	184	84

Z práce kolektivu autorů [21] je zřejmý vliv na teplotu počátku martenzitické přeměny pro 5



Obr. 20 Vliv velikosti deformace na teplotu M_s [21].

teploty. Průměrně je teplota M_s při 30% deformaci zvýšena o 5 až 8% v rámci zkoumaných ocelí. Experiment dále potvrdil pokles teploty počátku martenzitické přeměny s narůstajícím obsahem uhlíku. Výsledky experimentu jsou na **obr. 20** [21].

vybraných ocelí na bázi chromu. U všech těchto ocelí lze sledovat nárůst teploty už při deformaci 30% oproti stavu bez deformace. Při dalším zvýšení deformace na 60% je další nárůst teploty M_s ne vždy sledován, naopak může dojít i k poklesu této

2.5 Metody sestavení transformačních diagramů

Sestavování transformačních diagramů pro kovy a jejich slitiny je založeno na změnách fyzikálních vlastností, kterými se transformační přeměny vyznačují a změnami struktury při těchto transformacích, přičemž se volí takové fyzikální veličiny, u kterých je jejich změna citelná a dobře měřitelná. Nejčastější metody pro konstrukci rozpadových diagramů jsou dilatometrie, termická analýza, magnetometrie a rezistometrie [2,24].

Transformační diagramy lze také nasimulovat (viz **kap. 2.4.2**) s pomocí výpočtových softwarů, eventuálně je lze určit užitím numerických výpočtů [24].

2.5.1 Dilatometrie

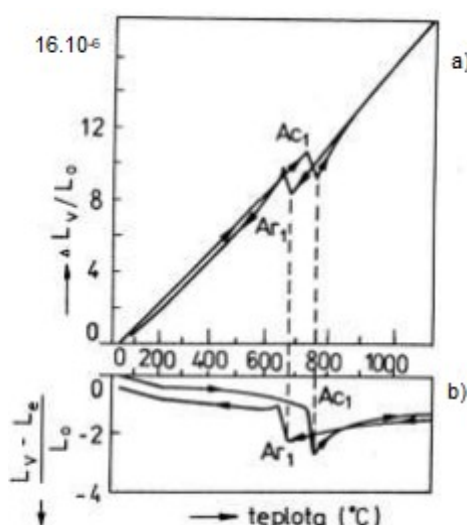
Tato experimentální metoda umožňuje pozorovat změnu (dilataci) rozměru zkoumaného vzorku o daných rozměrech. K této změně rozměrů dochází vlivem fyzikálních, popřípadě chemických procesů, ke kterým dochází v průběhu ohřívání a následném lineárním ochlazování zkoumaného vzorku. Tyto změny jsou dilatometrem zaznamenány a dochází k vykreslení výstupních grafů [2,24,25].

S dilatometry se lze setkat v mnoha provedeních. Ve většině případů se skládají ze dvou hlavních zařízení, a to z pece, především odporové nebo elektrické, a zaznamenávacího zařízení. Zkušební vzorek, převážně tvaru válce je umístěn do čelistí umístěných v pecním prostoru, ze kterého je odčerpán vzduch, nebo je vzduch nahrazen inertním plynem, jakožto

ochrannou atmosférou. Zkušební vzorek je po celou dobu průběhu experimentu snímán opticky, mechanicky nebo indukčními snímači. Skrze tyto snímací elementy (zaznamenávací zařízení) jsou výsledná data zasílána do počítače, kde lze zobrazit výsledky, které se mohou být dvojího druhu, přičemž moderní dilatometry umožňují vykreslení obou těchto výsledků:

- skutečná dilatační křivka – závislost dilatace vzorku na jeho teplotě dle vztahu $\Delta L_V = f(T)$ (**obr. 21a**);
- diferenční dilatační křivka – závislost rozdílu dilatace vzorku a etalonu na teplotě dle vztahu $\Delta L_V - \Delta L_E = f(T)$ (**obr. 21b**),

kde ΔL_V je dilatace zkoušeného vzorku v [mm], ΔL_E je dilatace etalonu v [mm] a T je aktuální teplota [°C] [24-26].



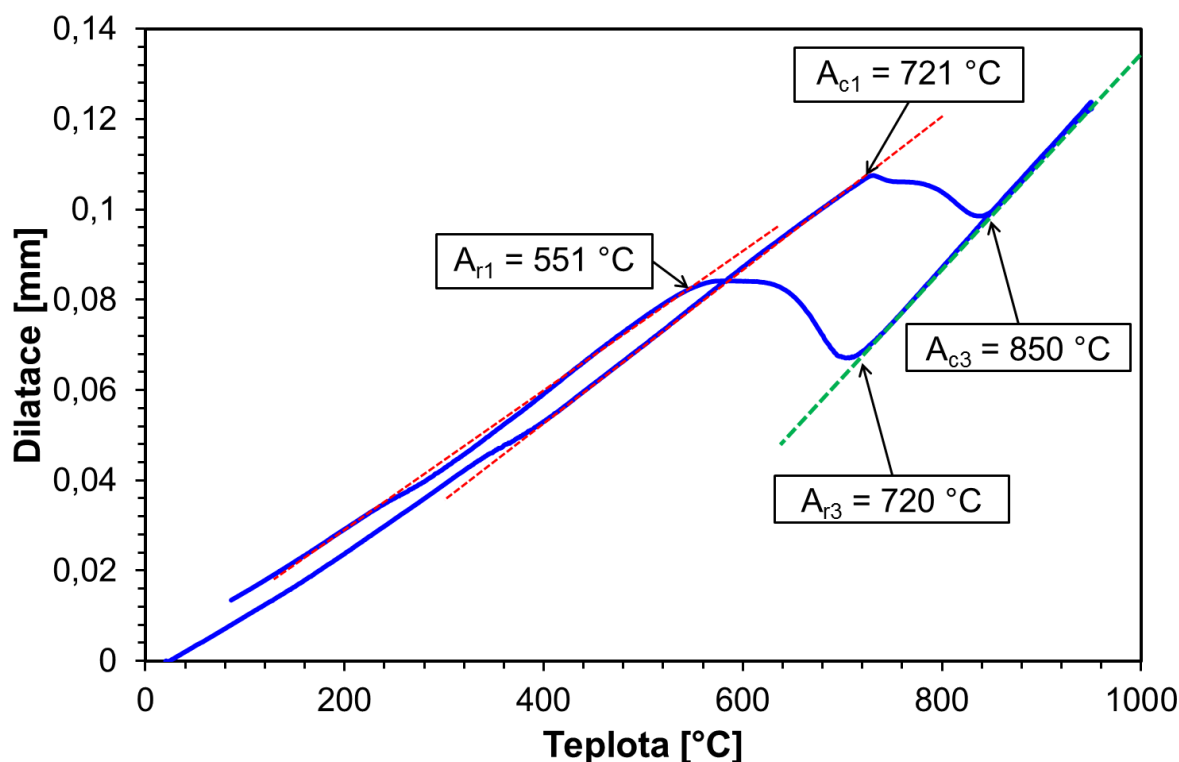
Obr. 21 Dilatogram eutektoidní oceli [26]
a) skutečná dilatační křivka, **b)** diferenční dilatační křivka.

Výrazné změny linearity dilatační křivky značí fázovou transformaci nebo transformační přeměnu, doprovázenou jistou změnou objemu, tedy i rozměrů. Právě v bodech, kde dochází ke změnám průběhu jinak lineární křivky lze určit souřadnice teploty a času pro následné sestrojení izotermického nebo anizotermického diagramu rozpadu nejen austenitu. Dilatometrická analýza bývá povětšinou doplněna o metalografickou analýzu, kterou lze přesně detekovat podíl jednotlivých fází ve zkoumaném vzorku [24,26].

Moderní dilatometry jsou navíc doplněny o možnost provedení deformace před počátkem ochlazování vzorku, což se uplatňuje v případě zájmu o sestrojení DCCT diagramu, který dává objektivnější pohled na rozpad austenitu po tváření, tudíž po deformaci [2].

4.5.2 Možnosti vyhodnocování dilatometrických testů

Sestavení rozpadových diagramů probíhá na základě určení a vynesení bodů daných přeměn do grafické závislosti teploty na čase pro jednotlivé rychlosti ochlazování. Pro určení těchto bodů ze získaných dilatačních křivek se nejčastěji používá metoda tečen nebo derivace dilatačních křivek. Metoda tečen je zobrazena na **obr. 22**. Jedná se o dilatační křivku ohřevu i ochlazování nízkouhlíkové oceli. V grafu se nachází teploty fázových přeměn A_{r1} , A_{r2} , A_{c1} a A_{c2} . Princip metody je jednoduchý. Zvolením vhodné přímky a jejím následným proložením přes dilatační křivku v její lineární části je možno odečíst příslušnou teplotu právě tam, kde dochází k odklonu proložené přímky od dilatační křivky [24,27,28].



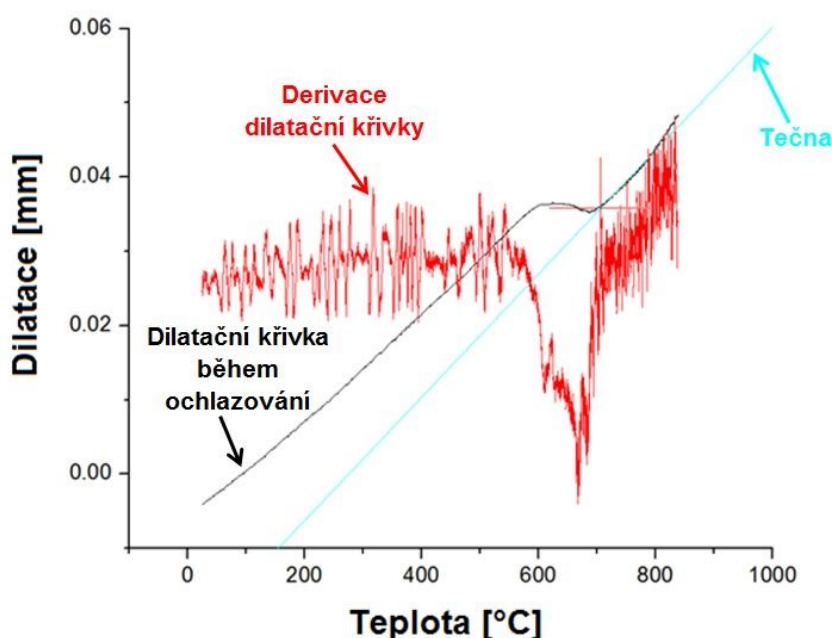
Obr. 22 Aplikace metody tečen u nízkouhlíkové oceli [27].

Z grafu na **obr. 22** lze vyčíst, že při ohřevu materiálu došlo k fázové transformaci v rozmezí teplot přibližně 721 až 850°C. V případě dilatační křivky pro ochlazování byla transformace austenitu na ferit zahájena při teplotě 720°C a ukončena při teplotě 551°C.

Další možnost stanovení souřadnic transformačních přeměn je metoda derivace dilatační křivky (**obr. 23**). U této metody je dilatační křivka derivována a křivka derivace je vykreslena spolu s křivkou dilatační. Stejně jako u předchozí metody, i zde se hledá změna trendu křivky, ovšem v tomto případě se zaměřuje na křivku derivační. Po samotném určení změny trendu derivační křivky se z tohoto bodu vynesou svislice protínající samotnou dilatační křivku. V tomto bodě protnutí dilatační křivky se nachází hledaný bod souřadnic přeměny. Tato

metoda je silně podmíněna frekvencí snímání a ukládání výsledků. Pokud je tato frekvence malá, bude malý počet naměřených dat a výsledná křivka nemusí správně vykreslovat změny v dilataci zkoumaného materiálu. Vždy je výhodnější zvolit vyšší frekvenci snímání, čímž se zvyšuje také celková efektivita experimentu, navzdory tomu, že vyšší frekvence snímání vede ke větším rozptylům v dilatační křivce. Nejvhodnější je při vyhodnocování využít kombinace obou těchto metod [28].

Vyhodnocovací CCT software, jímž disponují přídavné dilatometrické moduly na univerzálních plastometrech Gleeble umožňuje určení transformačních teplot pomocí obou výše zmíněných metod, přičemž vhodnou kombinací obou těchto metod a především vhodně zvolenou frekvencí snímání lze ve velké míře eliminovat nepřesnosti ve stanovování jednotlivých přeměn, a tudíž i výsledných rozpadových diagramů [28].



Obr. 23 Aplikace metody derivace dilatační křivky [27].

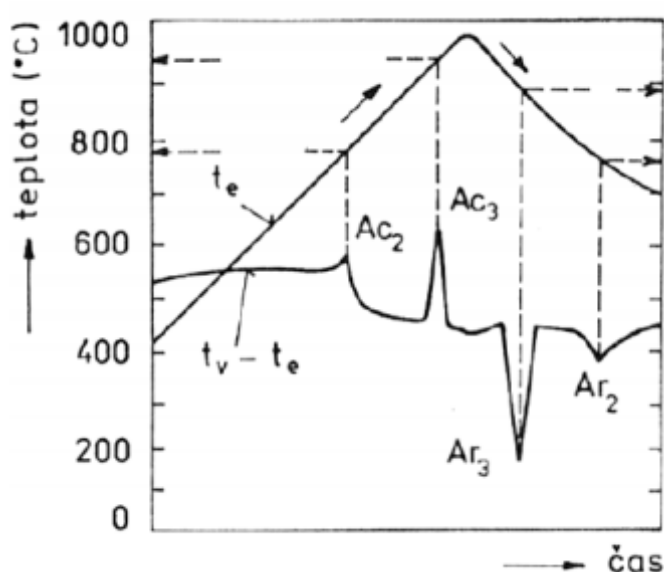
2.5.3 Termická analýza

Termín termická analýza zahrnuje experimentální metody, při kterých se analyzuje změna složení a vlastností sledovaného materiálu při teplotním zatížení. V průběhu tepelného namáhání vzorku dochází k chemickým reakcím, rozkladům, fázovým přeměnám, které mohou a většinou i jsou doprovázeny změnou objemu, hmotnosti, spotřebováváním nebo uvolňováním energie, změnou vodivosti, a dalších. V závislosti na vlastnosti, která je sledována, se odvozuje také název příslušné termické analýzy, příklady v **tab. 2**.

Dále se procesy termické analýzy dělí na dynamické (ohřev / ochlazování) a statické (při konstantní teplotě) [29].

Tab. 2 Vybrané metody termické analýzy [29].

Metoda	Sledovaná vlastnost	Označení
Termogravimetrická analýza	Hmotnost – v závislosti na teplotě	TG
Diferenční termická analýza	Rozdíl teplot – mezi vzorkem a etalonem (při ohřevu i ochlazování)	DTA
Diferenční skenovací kalorimetrie	Entalpie a tepelný tok - dodává se tepelný tok tak, aby byl teplotní rozdíl mezi vzorkem a etalonem byl nulový	DSC
Termomechanická analýza	Rozměr a mechanické vlastnosti - deformace vzorku v závislosti na teplotě	TMA
Termooptometrie	Optické vlastnosti - celkové světlo, světlo určité vlnové délky, luminiscence	TOA
Termoakustická analýza	Akustické vlastnosti - sledujíc se zvukové vlny při průchodu vzorkem	TEA



Obr. 24 Thermoanalytická křivka DTA pro ohřev a ochlazování chemicky čistého železa [24].

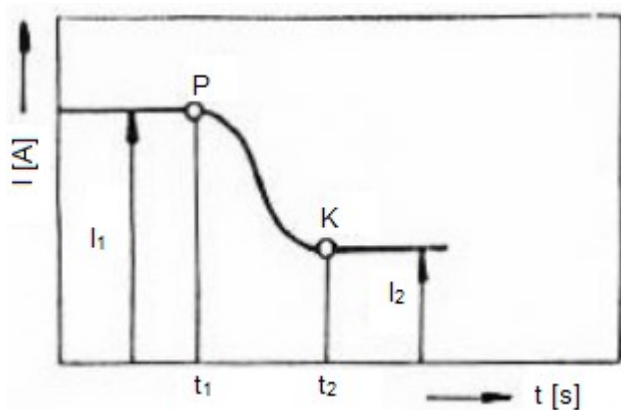
Grafický výsledek termické analýzy se nazývá thermoanalytická křivka. Ta zobrazuje sledovanou veličinu v závislosti na teplotě nebo času. Příklad thermoanalytické křivky sestavené pomocí metody DTA je na **obr. 24** [29].

2.5.4 Magnetometrie

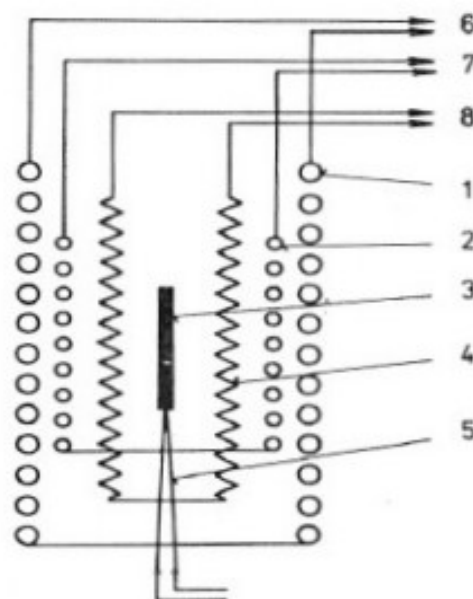
Tato metoda, pomocí které lze sestřít rozpadové diagramy austenitu, staví na tom, že austenit je fáze paramagnetická a fáze, na které se rozpadá, jsou převážně feromagnetické. Nevýhodou této metody je nemožnost rozlišit od sebe vznik feritu a perlitu a to, že vyžaduje znalost množství paramagnetické o feromagnetické fáze ve výchozím vzorku. Schématické znázornění magnetometrické metody je na **obr. 25** [2,24,26].

Do primární cívky měřicího transformátoru je přiváděn elektrický proud, který indukuje napětí v sekundární cívce závislé na indukčnosti celého systému. Vložení vzorku s feromagnetickou fází do sekundární cívky způsobí nárůst indukčnosti

i napětí na sekundární cívce, přičemž tato změna napětí je přibližně úměrná množství feromagnetické fáze ve zkoumaném vzorku. Takto lze od sebe odlišit podíl paramagnetický fází více vzorků (stejný rozměrů). Dojde-li ve zkoumaném vzorku ke změně magnetických vlastností, lze tuto změnu sledovat pomocí změny napětí na sekundární cívce. Elektrický proud je taktéž sledovaná veličina a jeho závislost na čase během rozpadu austenitu je znázorněna na **obr. 26** [24,26].



Obr. 26 Pokles proudu při rozpadu austenitu [24].



Obr. 25 1-primární cívka, 2-sekundární cívka, 3-vzorek, 4-topný odpor, 5-termočlánek, 6-zdroj magnetizačního proudu, 7-galvanometr, 8-zdroj topného proudu [24].

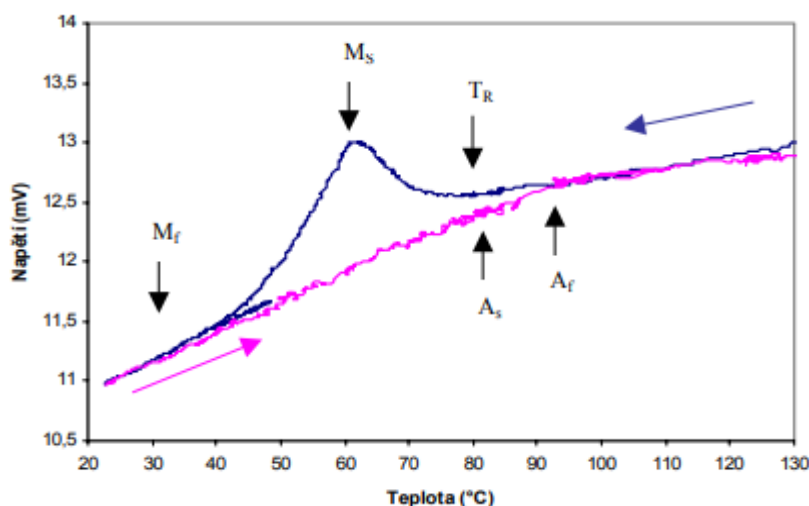
Bod „P“ na **obr. 26** vyznačuje počátek rozpadu austenitu, bod „K“ naopak ukončení tohoto rozpadu. Křivka mezi těmito body pak charakterizuje samotný rozpad austenitu.

2.5.5 Rezistometrie

Tato metoda se vyznačuje svou jednoduchostí, přesností a časovou nenáročností. Jak z názvu vyplývá, je založena na rezistivitě materiálu, tedy na měrném elektrickém odporu, který je jednou ze základních veličin popisujících elektrické vlastnosti materiálů. Při této experimentální metodě jsou zaznamenány i minimální změny elektrického odporu, díky čemuž jsou zachyceny i malé změny dějů probíhajících uvnitř krystalové mřížky. Průběh měření může být ovlivněn mnoha činiteli, například vměstky v oceli, proto interpretace výsledků získaných touto metodou není vždy jednoduchá. Metoda se nejčastěji používá ke konstrukci IRA diagramů, experiment tedy probíhá za konstantní teploty [24,30,31].

Pro měření se nejčastěji používá čtyřbodového zapojení vzorku do elektrického obvodu. Toto zapojení je částečně schopno eliminovat poruchy způsobující rozptyl elektronu, a tím i nepřesnost měření elektrického odporu, jako jsou: vakance, dislokace, vměstky, fázová rozhraní, hranice zrn a podobně [30,31].

Určení transformačních teplot pomocí rezistometrie zobrazuje **obr. 27**. Na tomto obrázku zle vidět odporovou křivku slitiny Ni_{48,4}Ti_{51,6}, zobrazenou v souřadnicích napětí/čas a na ní vyznačené teploty počátku a konce přeměny na austenit v případě ohřevu (růžová křivka) a teploty počátku a konce martenzitické přeměny v případě ochlazování (modrá křivka). Na ochlazovací křivce se dále nachází teplota T_R , což je teplota vzniku R-fáze. Tyto hodnoty jsou určovány stejně jako u dilatační křivky v bodech, kde dochází k odklonění křivky od jejího lineárního průběhu [30].



Obr. 27 Odporová křivka slitiny Ni_{48,4}Ti_{51,6} doplněná a transformační teploty jednotlivých přeměn [30].

3. Cíle práce

Cílem této předložené diplomové práce je studium a experimentální ověření vlivu rozdílné velikosti deformace na transformační přeměny přechlazeného austenitu. Pro popsání tohoto vliv bylo využito nízkouhlíkové vysoce jakostní oceli P620Q, určené především pro výrobu bezešvých trub.

Pro sestrojení rozpadových diagramů deformací ovlivněných i neovlivněných bylo využito dilatometrických testů, provedených na opto-dilatometrickém modulu plastometru Gleeble 3800 na půdě VŠB-TU Ostrava; FMT – RMTVC, v kombinaci s metalografickou analýzou a následným měřením tvrdosti. Dilatometrické testy byly provedeny v širokém rozsahu ochlazovacích rychlostí ($0,2 - 35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) a především deformací (0 – 2).

Nedílnou součástí cílů této práce je popsání a srovnání výsledných CCT a DCCT diagramů v rozmezí předem zvolených rychlostí ochlazování a velikosti použitých deformací s následným vyvozením příslušných závěrů. Dilatometrické experimenty byly podpořeny metalografickými analýzami včetně stanovení podílů jednotlivých strukturních složek a určení průměrné velikosti zrn feritu.

Dalším dílčím cílem byla konstrukce unikátních 3D map, které mají za účel popsat kombinovaný vliv různé velikosti deformace a rychlosti ochlazování na teploty počátků jednotlivých přeměn austenitu během ochlazování.

Pro doplnění a srovnání byla provedena počítačová simulace v softwaru QTSteel 3.2, pomocí něhož je možno nasimulovat CCT i DCCT diagramy.

4. Experimentální část

4.1 Popis zkoumaného materiálu

K popisu vlivu velikosti deformace na anizotermický rozpad austenitu byla vybrána ocel P620Q, mnohdy značená také 1.8876 nebo EN 10 216-3:2014. Tato padeutektoidní nízkouhlíková legovaná ocel je vysoce jakostní a používá se především pro výrobu bezešvých trubek a tlakových lahví pro petrochemický průmysl. Chemické složení oceli P620Q je v **tab. 3** [18,32]. Materiál byl dodán ve formě odřezků z válcovaných tlustostěnných bezešvých trub, ze kterých byly připraveny vzorky o rozměrech $d=6\text{mm}$ a $l=86\text{mm}$.

Tab. 3 Chemické složení oceli P620Q v hm. % [32].

C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	Mo
max 0,2	max 0,6	1-1,7	max 0,8	max 0,025	max 0,02	max 0,3	max 0,1
V	N	Nb	Ti	Al	Cu	-	
max 0,2	max 0,02	max 0,05	max 0,04	max 0,02	max 0,3	Nb+Ti+V < 0,22	

4.2 Experimentální zařízení

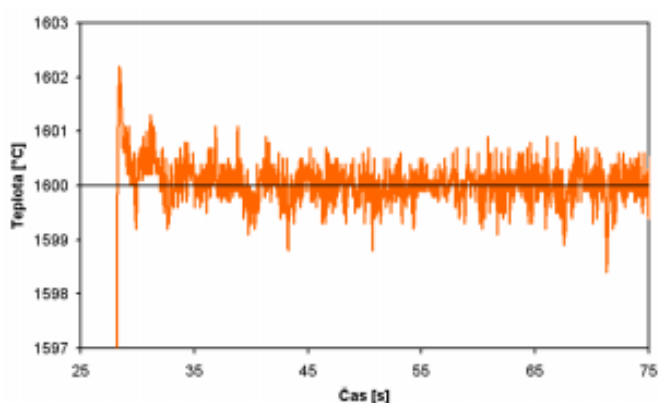
4.2.1 Plastometr Gleeble 3800

Plastometr Gleeble 3800 (**obr. 28**) je stavebnicový teplotně-mechanický testovací systém s uzavřenou smyčkou a řadí se mezi nejmodernější zařízení v oblasti výzkumu a hodnocení deformačního chování materiálů. Tento plastometr byl v roce 2012 nainstalován na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství VŠB-TU Ostrava americkou firmou Dynamic Systems, Inc. jako vůbec první plastometr tohoto druhu v České republice. Toto zařízení splňuje ty nejnáročnější požadavky na dynamicky tepelně-mechanické zkoušení a simulaci reálných víceúběrových procesů tváření díky speciálnímu řídicímu systému a mnoha patentovaným technikám [2,33].



Obr. 28 Plastometr Gleeble 3800 [33].

Regulace teploty je velmi přesná, což dokazuje také **obr. 29**, na kterém lze vidět časovou závislost izotermické výdrže na teplotě 1600°C. Ochlazování vzorku lze zvolit buď odvodem tepla do vodivých čelistí nebo pomocí vzduchových trysek, kde ochlazování dosahuje rychlosti řádově $10^3\text{°C}\cdot\text{s}^{-1}$. Experimenty lze provádět ve vakuu popřípadě v inertní atmosféře. Ve většině experimentů je zaznamenáván čas, teplota, posun čelistí, síla, napětí a případná deformace. Výsledky jsou automaticky vyhodnocovány v softwaru ORIGIN [33-35].

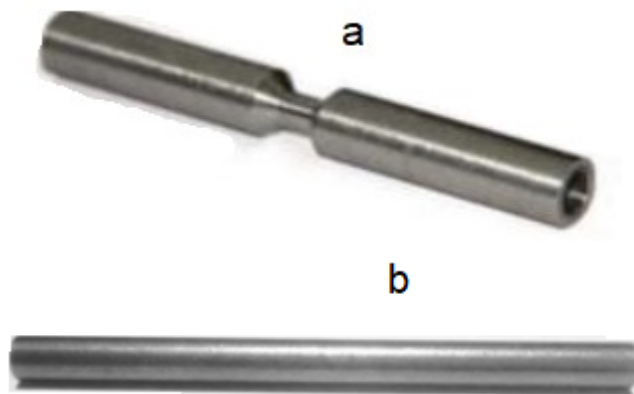


Obr. 29 Důkaz přesnosti regulace teploty [33].

4.2.2 Plastometr Gleeble 3800 – Dilatometrie

Dilatometrický modul plastometru Gleeble 3800 umožňuje určovat teploty fázových přeměn s následnou možností sestavení diagramu izotermického a anizotermického rozpadu austenitu, potažmo diagramu s aplikací předchozí deformace. U dilatometrických experimentů na plastometru Gleeble je nejvyšší přípustná teplota ohřevu 1400°C, ochlazovat lze rychlostí až $300\text{°C}\cdot\text{s}^{-1}$, ovšem v závislosti na použitém vzorku, který může být dvojího typu. První typ je vzorek s dutými hlavovými částmi (**obr. 30a**). Tyto umožňují využití zmíněné maximální rychlosti ochlazování $100\text{°C}\cdot\text{s}^{-1}$, využívají se však především pro experimenty bez užití deformace. Vzorek tohoto typu je ve své středové části redukován na průměr 5mm, délka této oblasti je také 5mm. Druhý typ vzorku je z plné kulatiny o průměru 6 nebo 10mm a délce 86mm (**obr. 30b**). Díky plné konstrukci se používá především pro experimenty s využitím deformace a pro testy SICO (speciální pýchovací test s napětově-indukovanou tvorbou trhlin) [24,33].

Dilatometrický modul plastometru Gleeble 3800 je schopen zaznamenat dilatace v rozmezí $\pm 2\text{mm}$ se zaznamenáním změny již $0,4\text{ }\mu\text{m}$, což jej řadí do popředí v konkurenčním prostředí výrobců dilatometrů [24].



Obr. 30 Typy vzorků používaných při dilatometrických testech [24]

- a) vzorek se zúženou středovou částí a s dutými konci*
- b) plný vzorek vhodný pro použití deformace.*

Firma Dynamic Systems, Inc. se nezaobírá jen výrobou plastometrů, ale také softwaru, kterými lze výsledky z dilatometrických experimentů úspěšně vyhodnotit. Vyhodnocovací software CCT, který byl nainstalován spolu s plastometrem Gleeble 3800 pracuje na pozadí vyhodnocovacího softwaru ORIGIN, který je v laboratoři taktéž nainstalován [33].

4.2.3 Software QTSteel 3.2

Tento sofistikovaný software byl vytvořen českou firmou ITA-Tech umožňuje simulaci tepelného zpracování, potažmo i ochlazování uhlíkových ocelí středně legovaných, mikrolegovaných, nízkolegovaných nástrojových a ultra nízkouhlíkových ocelí, přičemž se do simulace zahrnuje jak vliv mikrostruktury oceli, tak její mechanické vlastnosti. Software bere v úvahu: chemické složení oceli, velikost austenitického zrna, teplotu austenitizace a prodlevu na této teplotě, tvar tělesa a jeho počáteční teplotu a podmínky ochlazování. Software umožňuje nasimulovat:

- Rozpadové diagramy ocelí.
- Křivky ochlazování pro speciální tělesa – kruhového i plochého průřezu, kroužek, dutá trubka, vytvořené metodou FEM (metoda konečných prvků – finite element method).

- Výpočet pravděpodobného procentuálního zastoupení jednotlivých fází ve výsledné struktuře spolu s přibližnými mechanickými vlastnostmi ocele – tvrdost, mez kluzu a mez pevnosti.
- Přibližné určení mechanických vlastností v různých hloubkách v materiálu po kalení nebo popouštění [36,37].

4.3 Popis experimentu

Experimentální část této předložené diplomové práce se primárně skládá z dilatometrických testů, kde byl sledován vliv velikosti deformace na transformační přeměny v (D)CCT diagramu oceli P620Q. Dilatometrické testy byly podpořeny metalografickou analýzou vybraných vzorků a následným měřením tvrdosti. Doplněním celé práce je pak simulace dilatometrického experimentu v softwaru QTSteel 3.2.

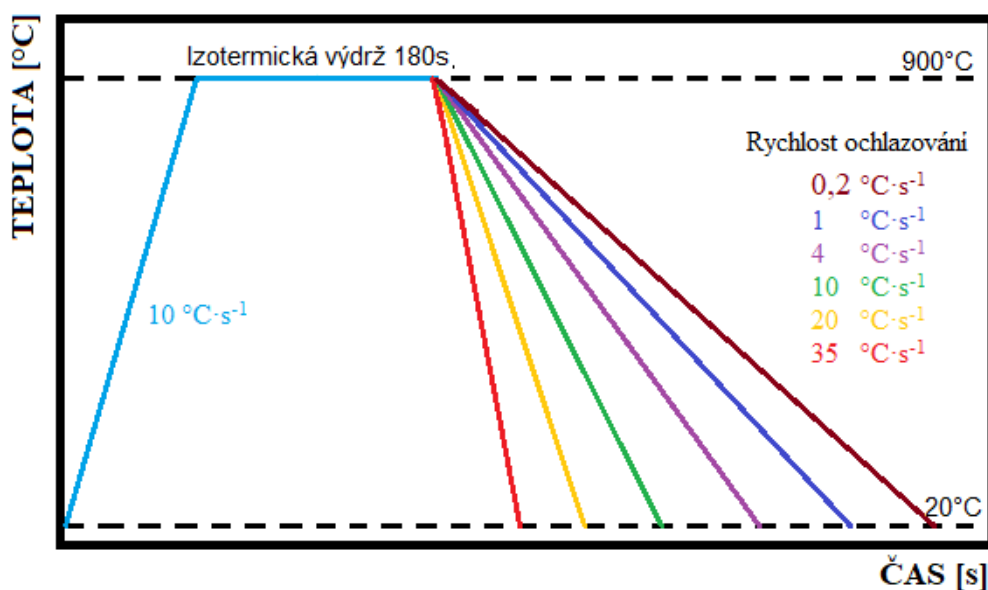
Stěžejní část experimentu, tedy dilatometrické testy, byly provedeny na opto-dilatometrickém modulu plastometru Gleeble 3800, který je součástí regionálního materiálově-výzkumného centra na Fakultě materiálově-technologické na VŠB – Technické univerzitě Ostrava. Metalografická analýza a měření tvrdosti byly taktéž provedeny na zařízeních Fakulty materiálově-technologické, VŠB – TU Ostrava. Doplnková simulace vlivu deformace na anizotermický rozpadu austenitu zkoumané oceli byla provedena ve specializovaném softwaru QTSteel 3.2, kde byl simulován jak diagram CCT, tak DCCT diagramy pro zvolené velikosti skutečné logaritmické deformace.

4.3.1 Dilatometrické testy

Experiment probíhal na již zmíněném opto-dilatometrickém modulu plastometru Gleeble 3800. Experiment byl proveden pro jednu sérii vzorků bez použití deformace a pro pět sérií vzorků s různou velikostí předchozí deformace. Po navaření termočlánků a řádném připravení měřicího zařízení, byly vzorky zahřívány na teplotu austenitizace 900°C rychlostí ohřevu 10°C·s⁻¹. Po zahřátí na tuto teplotu následovala izotermická výdrž 180s. V případě vzorků bez deformace, byly vzorky plynule ochlazovány rychlostmi 0,2; 1; 4; 10; 20 a 35°C·s⁻¹, což je limitní rychlost ochlazování pro vybraný typ vzorků. Schématické znázornění experimentu bez deformace je na **obr. 31** a parametry experimentu jsou zpracovány v **tab. 4**. V případě vzorků s použitím předchozí deformace byla po izotermické výdrži na teplotě 900°C provedena deformace jednoosým tlakem v rozsahu velikostí skutečné logaritmické deformace 0,15; 0,35; 0,7; 1 a 2. Rychlost deformace byla ve všech případech 1s⁻¹. Ihned po provedení

deformace začalo ochlazování vzorku stejnými rychlostmi, jako v případě bez předchozí deformace. Schématické znázornění experimentu s užitím předchozí deformace na **obr. 32**, parametry v **tab. 5**. Zvolený rozsah deformací je značně široký, přičemž skutečná logaritmická deformace o velikosti 2 se v praxi prakticky nedosahuje, jediné v případě kumulativní deformace.

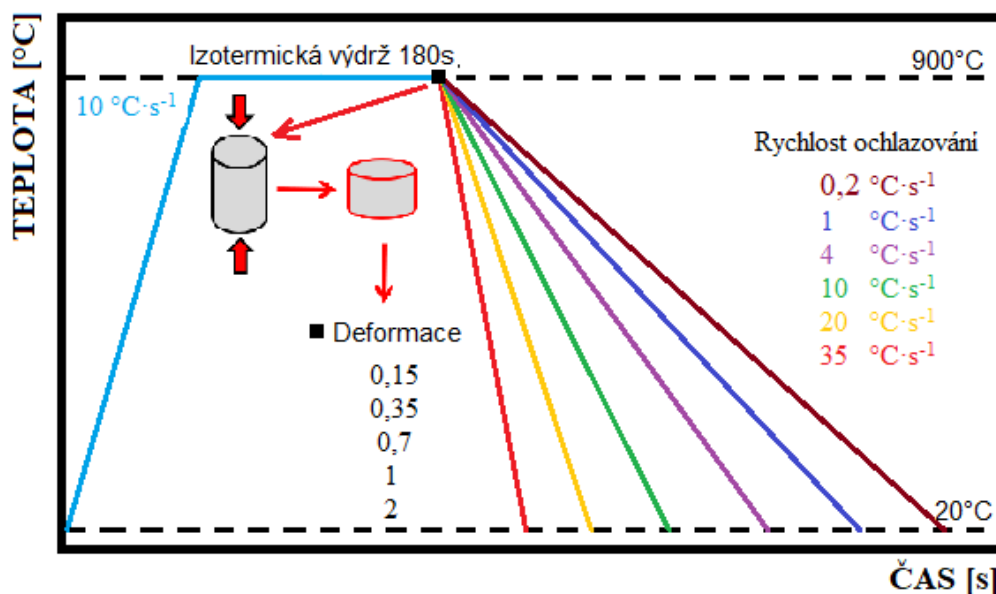
Po ukončení dilatometrických testů byly výsledky analyzovány s využitím poloautomatického CCT softwaru, přičemž samotné body (teplotní a časové souřadnice) přeměněny byly na dilatačních křivkách lokalizovány kombinací metody tečen a derivací dilatační křivky. Po získání těchto souřadnic teploty a času byly zkonstruovány finální CCT a DCCT diagramy.



Obr. 31 Schématické znázornění dilatometrického experimentu bez užití předchozí deformace.

Tab. 4 Parametry dilatometrického experimentu bez užití předchozí deformace.

	Teplota ohřevu [°C]	Rychlost ohřevu [°C·s ⁻¹]	Izotermická výdrž [s]	Rychlost ochlazování [°C·s ⁻¹]		
				0,2	1	4
1.	900	10	180	10	20	25



Obr. 32 Schématické znázornění dilatometrického experimentu s užitím předchozí deformace.

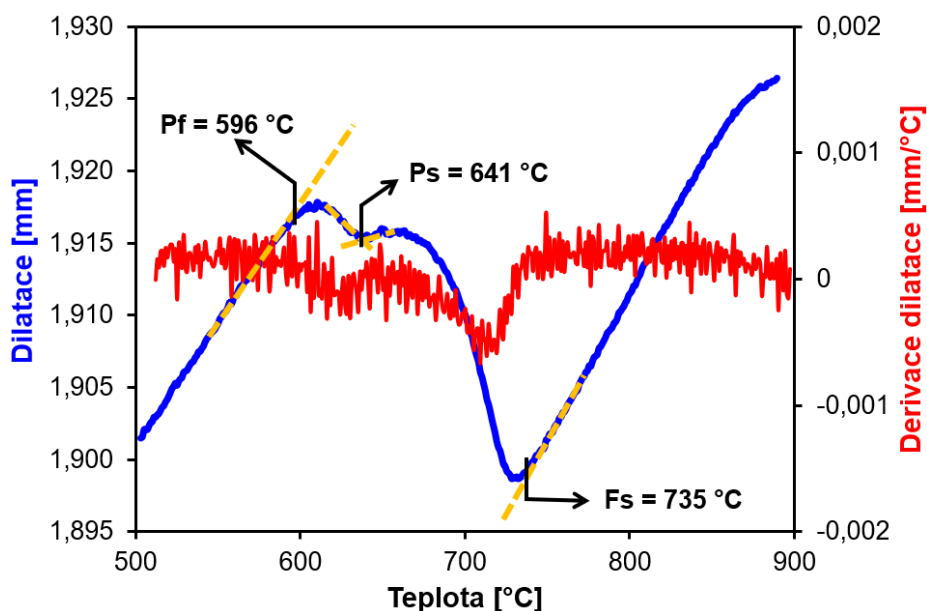
Tab. 5 Parametry dilatometrického experimentu s užitím předchozí deformace.

	Teplota ohřevu [°C]	Rych. ohřevu [°C·s ⁻¹]	Izoter. výdrž [s]	Teplota deform. [°C]	Skut. deform. [-]	Rych. deform. [s ⁻¹]	Rychlost ochlazování [°C·s ⁻¹]		
1.	900	10	180	900	0,15	1	0,2	1	4
					10		20	25	
2.					0,35		0,2	1	4
							10	20	25
3.					0,7		0,2	1	4
							10	20	25
4.					1		0,2	1	4
							10	20	25
5.	2	0,2	1	4					
		10	20	25					

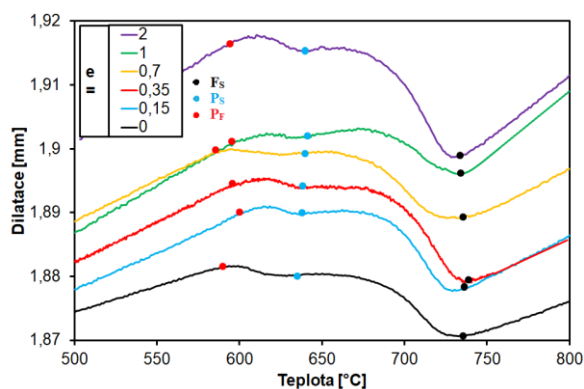
4.3.2 Určování teplot transformačních přeměn

Pro určování teplot transformačních přeměn bylo použito kombinace metody tečen a derivace, blíže popsané v **kap. 2.5.2**. Pro každou rychlost ochlazování byl sestrojen graf, obsahující celkem šest dilatačních křivek, tedy pro všechny, při experimentu použité, velikosti skutečné logaritmické deformace. Z výsledných hodnot byl následně sestrojen finální DCCT diagram. Příklad dilatační křivky je na **obr. 33** spolu s ukázkou použití metody tečen a derivace na dilatační křivce ovlivněné deformací velikosti 2. Jedná se o dilatační křivku

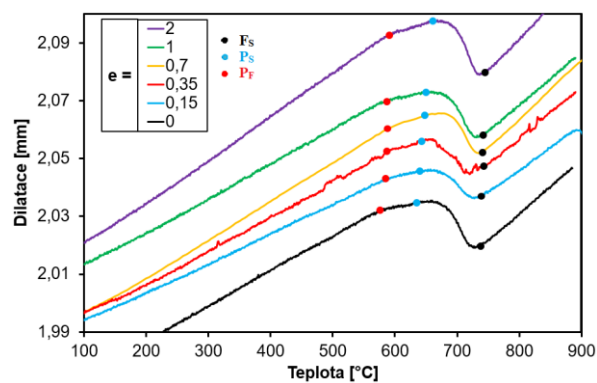
stanovenou dilatometrem pro rychlost ochlazování $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Dilatační křivky pro všechny rychlosti ochlazování a deformace jsou na obr. 34-39.



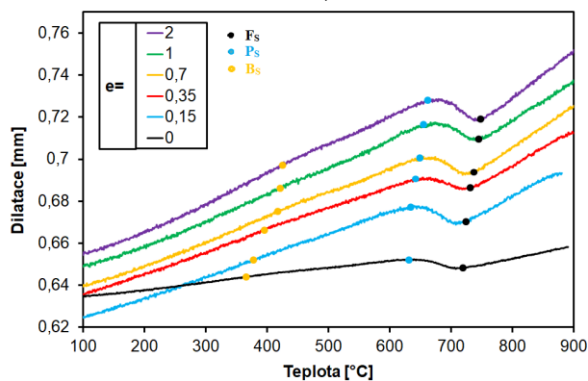
Obr. 33 Dilatometrická křivka s ukázkou určování teplot jednotlivých přeměn pomocí metody tečen (rychlost ochlazování $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 2).



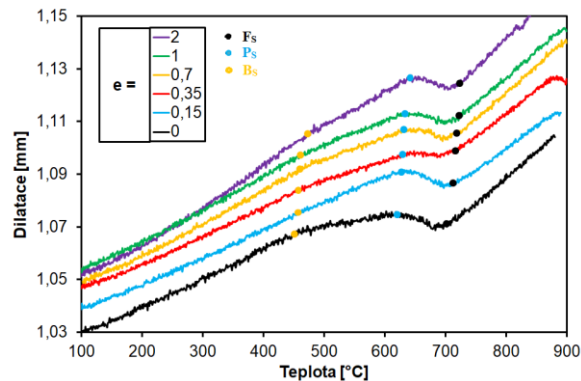
Obr. 34 Dilatometrické křivky pro rychlost ochlazování $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



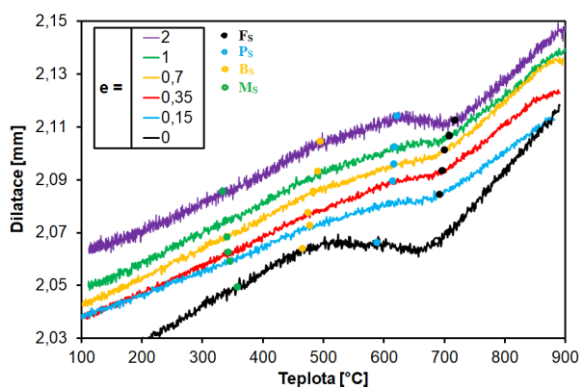
Obr. 35 Dilatometrické křivky pro rychlost ochlazování $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



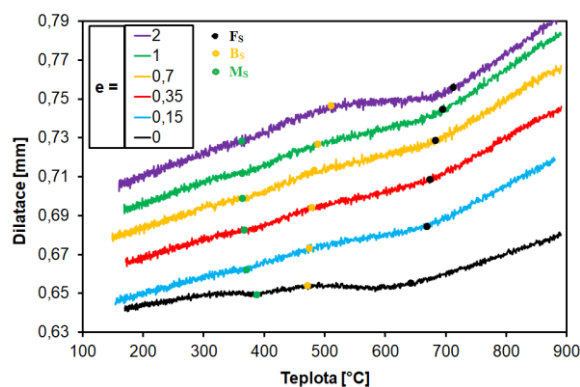
Obr. 36 Dilatometrické křivky pro rychlost ochlazování $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



Obr. 37 Dilatometrické křivky pro rychlost ochlazování $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



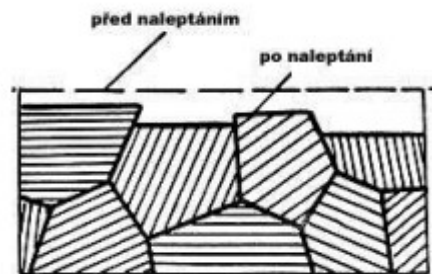
Obr. 38 Dilatometrické křivky pro rychlost ochlazování $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



Obr. 39 Dilatometrické křivky pro rychlost ochlazování $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

4.3.2 Metalografická analýza

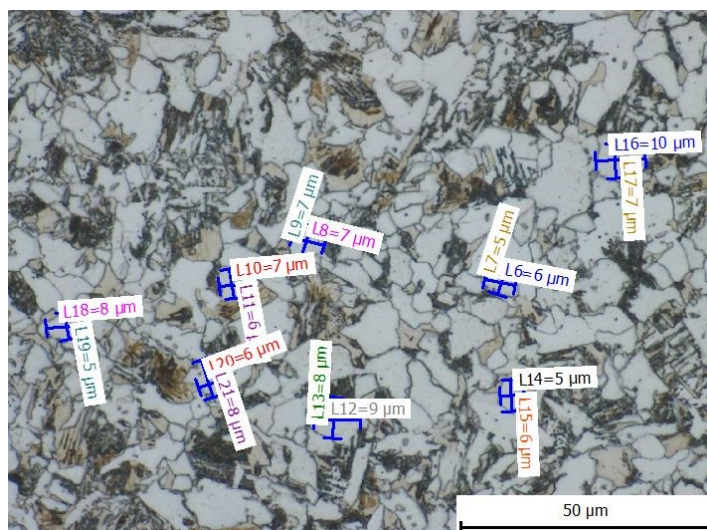
Pro podporu dilatometrických testů a tedy i usnadnění určení množství transformačních přeměn v jednotlivých vzorcích byla provedena metalografická analýza. Této analýze byly podrobeny vybrané vzorky. Konkrétně se jednalo o vzorky deformované logaritmickou deformací 0; 0,15; 0,35; 0,7; 1 a 2, ochlazované rychlostí 0,2; 4 a $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



Obr. 40 Vyvolání hranic zrn a struktury použitím chemikálie [38].

Postup metalografické analýzy je jednoduchý, tedy nadělení vzorku, zabakelitování, následné broušení a leštění za přítomnosti oxidu hlinitého. Na závěr dojde vlivem chemické látky k naleptání a odstranění povrchové vrstvy, přičemž je každá fáze leptaná různými rychlostmi, díky čemuž jsou fáze ve snímcích od sebe odlišitelné. Výsledná struktura je následně vyfotografována. Princip vyvolání hranic zrn a struktury na **obr. 40**.

Nedílnou součástí metalografických analýz bylo kvantitativní hodnocení podílů jednotlivých strukturních složek a měření průměrné velikosti zrn masivního polyedrického feritu. Průměrná velikost feritických zrn byla měřena v softwaru Quick PHOTO INDUSTRIAL, který byl rovněž použit pro určení, kvantifikaci (procentuálního zastoupení) jednotlivých strukturních složek. Příklad měření velikosti feritických zrn pomocí toho softwaru je na **obr. 41**, který obsahuje snímek mikrostruktury vzniklé ochlazováním rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ po předchozí deformaci velikosti 0,15.



Obr. 41 Příklad určování průměrné velikosti zrn feritu softwarem Quick PHOTO INDUSTRIAL.

4.3.3 Měření tvrdosti

Tvrdost byla měřena dle Brinella na tvrdoměru se zvoleným zatížením 187,5kg (1839N) za využití kuličky z tvrdokovu s průměrem 2,5mm. Tvrdost byla měřena u vzorků, které byly metalograficky analyzovány, tedy vzorky ochlazované rychlostmi ochlazování 0,2; 4 a 35°C·s⁻¹ všech použitých velikostí skutečné logaritmické deformace, tedy v rozmezí 0 až 2. Hodnotu tvrdosti dle Brinella lze určit ze vztahu (3) [8].

$$HB = \frac{0,102,2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (3)$$

HB = Brinell hardness – hodnota tvrdosti dle Brinella

F = Zatížení [N]

D = Průměr vtlačované kuličky [mm]

d = Průměr kuličkou vtisknuté plochy [mm]

4.3.4 Simulace rozpadových diagramů

Simulací v softwaru QSTeel 3.2 byly nasimulovány DCCT diagramy pro velikosti skutečné logaritmické deformace použité při dilatometrickém experimentu, tedy 0,15; 0,35; 0,7 a 1, a samozřejmě samotný CCT diagram bez použití předchozí deformace. Simulace byla provedena pro stejné podmínky, za jakých byly provedeny dilatometrické testy. Je tedy bráno v potaz chemické složení oceli, parametry austenitizace i ochlazování. Software QSTeel

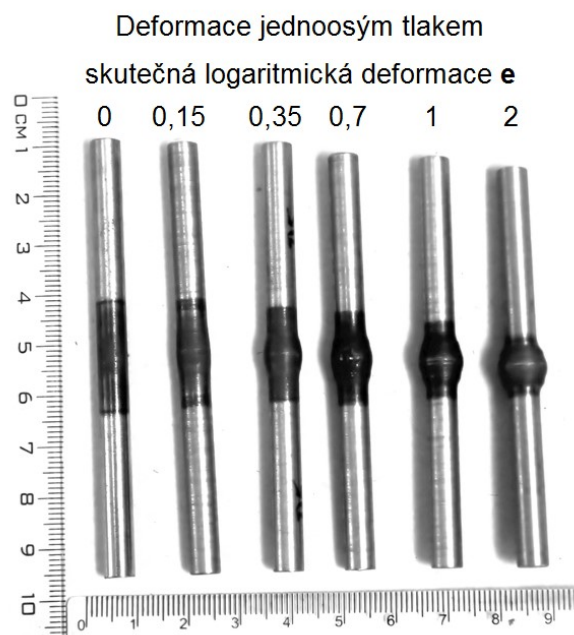
bohužel neumožňuje simulaci skutečné logaritmické deformace velikosti 2, z toho důvodu není vyhotoven finální diagram srovnávající nasimulovaný diagram s diagramem sestrojeným pomocí dilatometrie pro tuto velikost deformace.

Nutno podotknout, že tato simulace slouží pouze pro srovnání s experimentálně stanovenými transformačními diagramy s uvažováním vlivu deformace o příslušných velikostech. Software pracuje pouze na základě předdefinovaných algoritmů a rovnic, na jejichž základě digramy vykresluje a postrádá hlubší databázi DCCT diagramů. Simulace tedy slouží pouze pro demonstraci vlivu deformace na posuny transformačních křivek a případné přiblížení polohy jednotlivých oblastí.

5. Diskuse výsledků

5.1 Výsledky dilatometrických testů

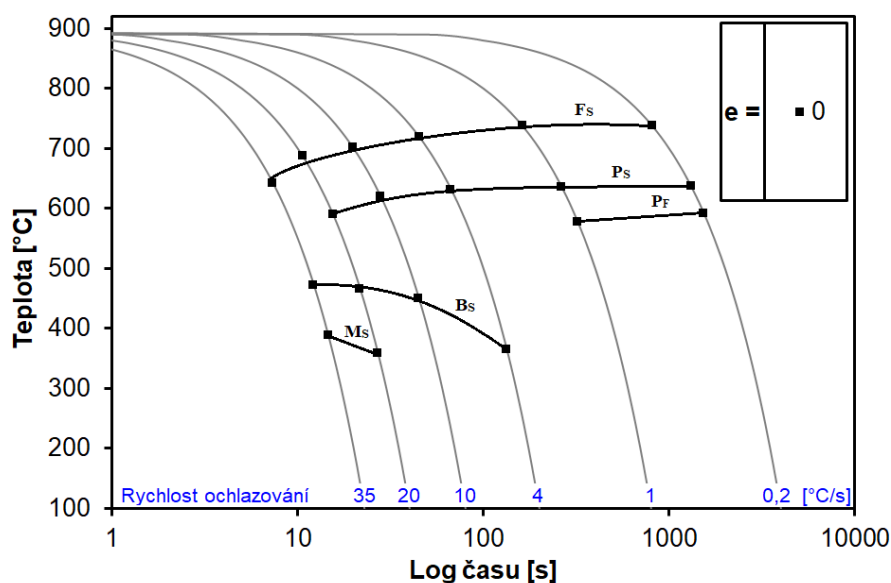
Cílem dilatometrických testů byla pokud možno co nejpřesnější lokalizace polohy křivek diagramů anizotermického rozpadu austenitu ovlivněného použitím předchozí deformace oceli P620Q. Ze všech získaných souřadnic bodů byl vytvořen graf demonstrující vliv rozdílné velikosti deformace na CCT diagram. Vzorky byly v rámci dilatometrie deformovány skutečnou logaritmickou deformací v rozmezí 0 až 2, snímek vzorků po dilatometrickém experimentu je na **obr. 42**



Obr. 42 Vzorky po provedení dilatometrických experimentů.

5.1.1 CCT diagram

Výsledný diagram pro anizotermický rozpad austenitu oceli P620Q bez použití předchozí deformace je na **obr. 43**. Diagram je limitován rozsahem použitých rychlostí ochlazování, které ve své nejvyšší hodnotě dosahovaly rychlosti $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Feritická přeměna zde začíná na zhruba na 630°C , při použití nejvyšší rychlosti ochlazování, křivka P_S křivku feritu kopíruje přibližně o 100°C níže. Pro upřesnění chování křivky P_F by bylo zapotřebí do experimentu dodat 1 až 2 rychlosti ochlazování navíc v rozmezí rychlostí ochlazování $1\text{--}4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Dle simulace a srovnání CCT diagramu s diagramem kolektivu autorů [17] se právě mezi těmito rychlostmi ochlazování předpokládá pokles křivky P_F ke křivce bainitické. Křivka přeměny martenzitické se nachází lehce pod teplotou 400°C a její vývoj za vyšších rychlostí ochlazování nebyl v této diplomové práci zkoumán, ovšem dle opětovného srovnání s prací kolektivu autorů [17] se předpokládá, že křivka bude držet trend, který má v CCT diagramu na **obr. 43**.



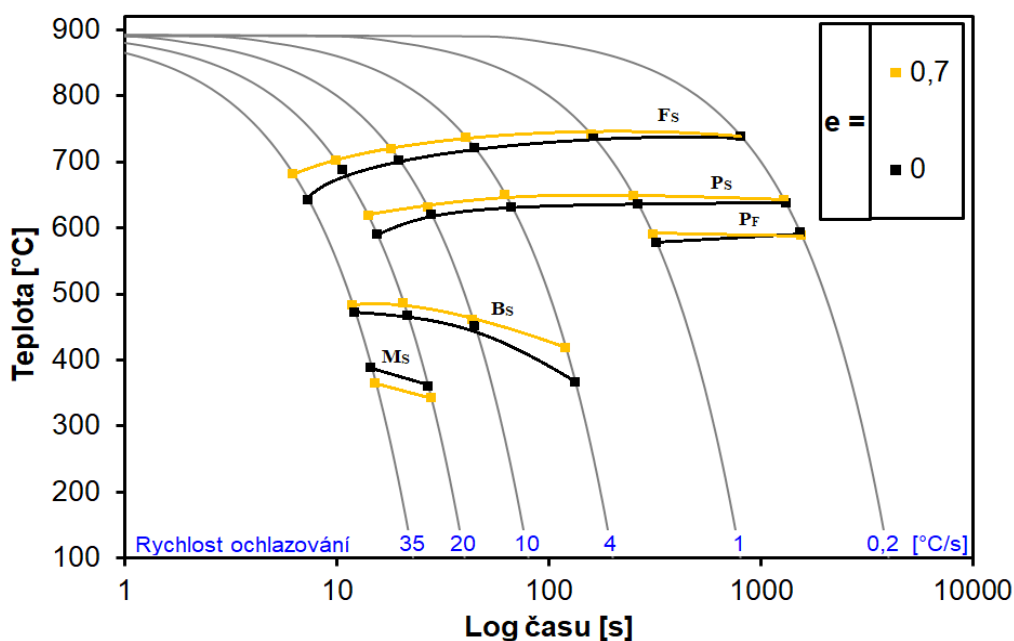
Obr. 43 CCT diagram oceli P620Q.

5.1.2 DCCT diagramy

Pro názorné zobrazení vlivu velikosti deformace na posuny křivek jednotlivých přeměn byly sestaveny diagramy srovnávající vždy pouze dvě velikosti deformace, eventuálně deformaci se stavem bez deformace. Na závěr byl sestaven diagram srovnávající všech 5 použitých deformací s diagramem bez použité deformace.

Bez deformace – deformace 0,7

První z této série diagramů srovnává výchozí CCT diagram s DCCT diagramem s použitím skutečné logaritmické deformace 0,7. Srovnávací diagram je na obr. 44.

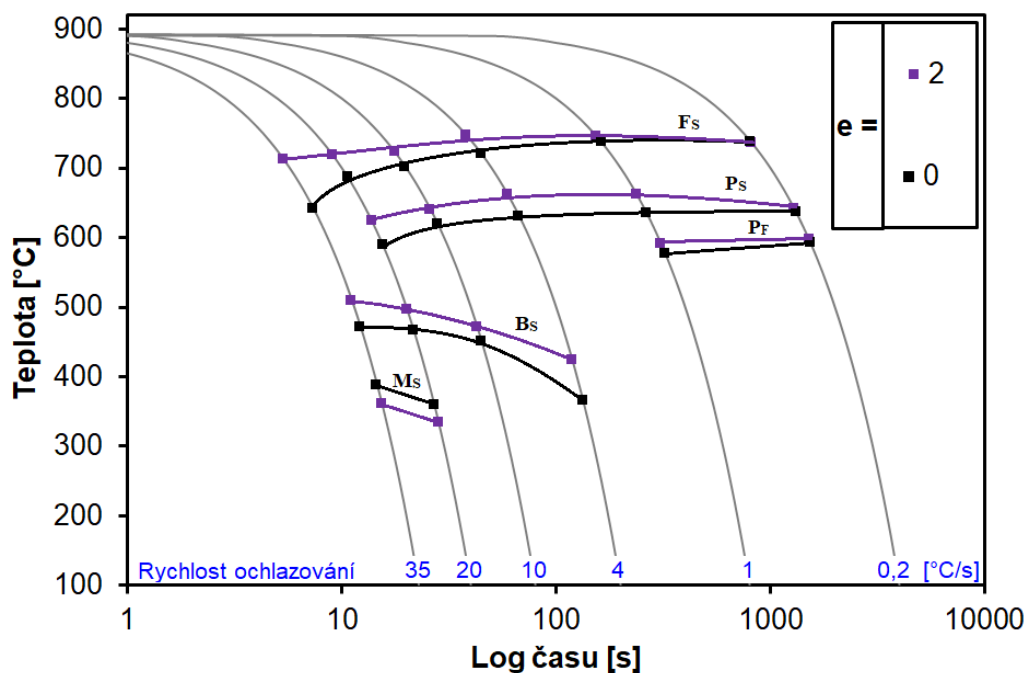


Obr. 44 Srovnání CCT a DCCT diagramu s použitím skutečné logaritmické deformace 0,7.

Přeměny řízené difúzí jsou v tomto případě jednoznačně akcelerovány a posunuty k vyšším teplotám. S rostoucí rychlostí ochlazování se rozdíl teplot mezi těmito křivkami zvětšuje. Dle charakteru křivek řízených difúzí je možné, že by při dalším snížení rychlosti mohly křivky ovlivněné deformací dorovnat křivky bez deformace. V případě bainitické přeměny, která je silně závislá na chemickém složení oceli, byla posunuta po teplotní ose k vyšším teplotám. U martenzitické přeměny byl potvrzen předpoklad poklesu počátku martenzitické přeměny při použití předchozí deformace. Tento pokles činil 25°C.

Bez deformace – deformace 2

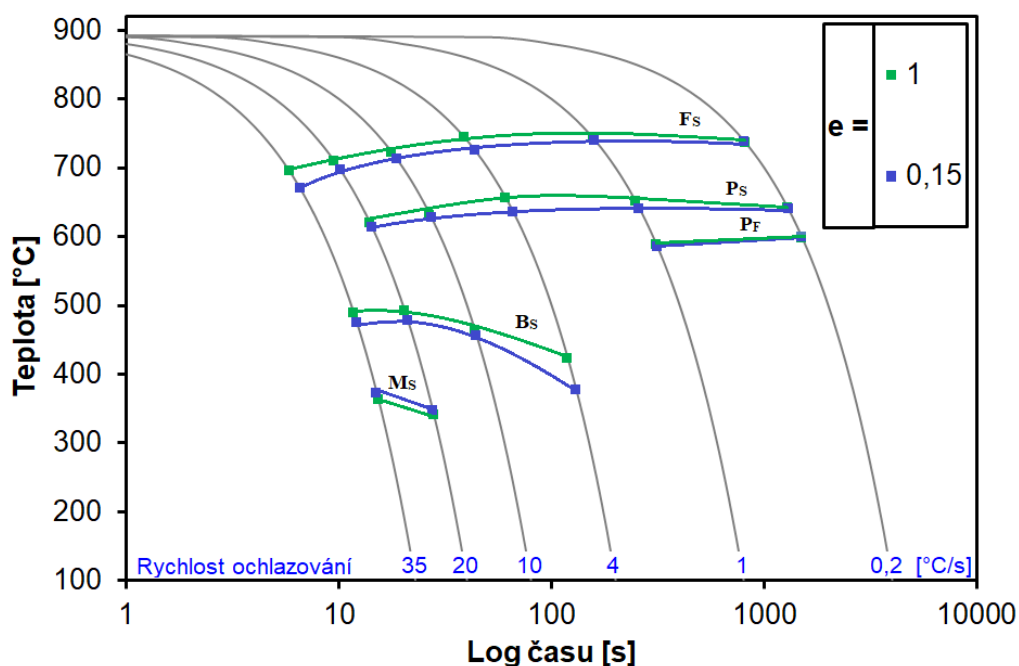
Citelnější rozdíly v teplotách jednotlivých křivek rozpadu austenitu lze pozorovat na **obr. 45**, který srovnává CCT diagram s DCCT diagramem s použitím nejvyšší předchozí logaritmické deformace velikosti 2. Difúzní pochody jsou opět akcelerovány a teplotně posunuty k vyšším teplotám. Křivka počátku feritické přeměny ani při nejvyšší použité rychlosti ochlazování nenaznačuje uzavření feritické oblasti, transformace je tedy z časového hlediska značně urychlena. Křivky perlitické přeměny (P_S a P_F) vykazují tytéž posuny, jako křivka F_S , přičemž stejně jako u grafu na **obr. 44**, jsou tyto rozdíly více zřejmé při vyšších rychlostech ochlazování. Křivka M_S byla deformací potlačena ke snížení teploty, přičemž tato teplota je pouze 4°C nižší, než při použití deformace velikosti 0,7. Rostoucí velikost deformace má v případě oceli P620Q na počátek martenzitické minimální vliv.



Obr. 45 Srovnání CCT a DCCT diagramu s použitím skutečné logaritmické deformace 2.

Deformace 0,15 – deformace 1

Z práce kolektivu autorů [17,19,20] vyplývá vliv velikosti předchozí deformace na rozpadový diagram, především na rozpady řízené difúzí, jelikož displacivní produkty rozpadu předchlazeného austenitu jsou silně závislé na chemickém složení, v případě martenzitické přeměny především na obsahu uhlíku. U všech prací výše zmíněných kolektivů autorů došlo k akceleraci přeměn řízených difúzí se vzrůstající velikostí použité deformace. V případě této diplomové práce, byl tento vliv sledován také. Vliv velikosti přechozí deformace znázorňuje diagram na **obr. 46**, který srovnává logaritmickou deformaci velikosti 0,15 a 1.

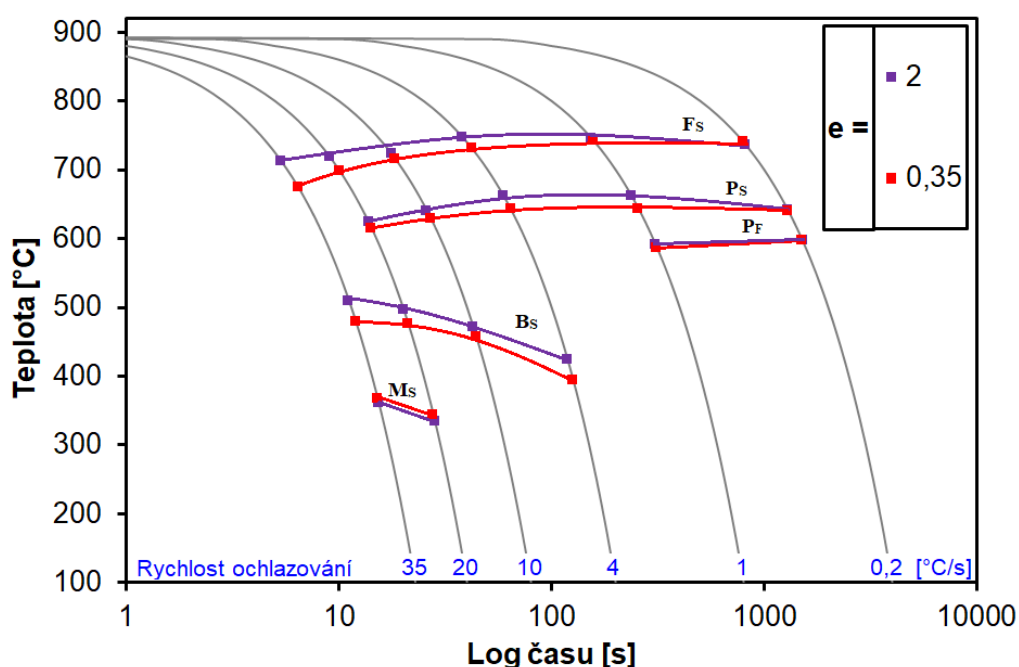


Obr. 46 Srovnání DCCT diagramů s použitím skutečné logaritmické deformace 0,15 a 1.

Křivky počátků přeměn feritu a perlitu byly jednoznačně akcelerovány a posuny k vyšším teplotám. V případě křivky P_F se o žádném posunu hovořit nedá, posun teploty byl v případě rychlosti ochlazování $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ nulový a u rychlosti ochlazování $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ činil tento rozdíl 3°C , o které je křivka ovlivněna deformací velikosti 1 výše. Křivky B_s se do značné míry kopírují, ale i zde došlo vlivem vyšší použité deformace k posunu křivky k vyšším teplotám. Co se časového rozdílu týče, dle charakteru křivek nelze posoudit, zda došlo k akceleraci či deakceleraci této přeměny. Nicméně modrá křivka B_s (deformace 0,15) vykazuje mezi rychlostmi ochlazování 10 a $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ výrazný pokles, u zelené křivky (deformace 1) není tento pokles tak citelný. Teplota M_s byla použitím vyšší deformace snížena o 10°C .

Deformace 0,35 – deformace 2

Další graf popisující vliv velikosti deformace na rozpadový diagram oceli P620Q je na **obr. 47**. Tentokrát jsou srovnávány velikosti logaritmické deformace 0,35 a 2. Tento srovnávací graf potvrzuje všechny aspekty sledované v předchozím diagramu (**obr. 46**). Červená křivka F_s (deformace 0,35) se zvyšující se rychlostí ochlazování vykazuje značnou tendenci uzavřít feritickou oblast, zatímco u fialové křivky (deformace 2) tento jev není sledován. U této velikosti deformace bude feritická oblast uzavřena až s použitím vyšších rychlostí ochlazování. U křivek konce perlitické přeměny nelze sledovat žádný razantní rozdíl. Křivky bainitické přeměny vykazují stejné chování, jako v případě srovnání deformací 0,15 a 1, přičemž zde tvar křivky ovlivněné deformací 2 naznačuje rozšíření bainitické oblasti. Křivka M_s byla vyšší deformací opět posunuta k nižším teplotám, řádově v jednotkách stupňů Celsia.



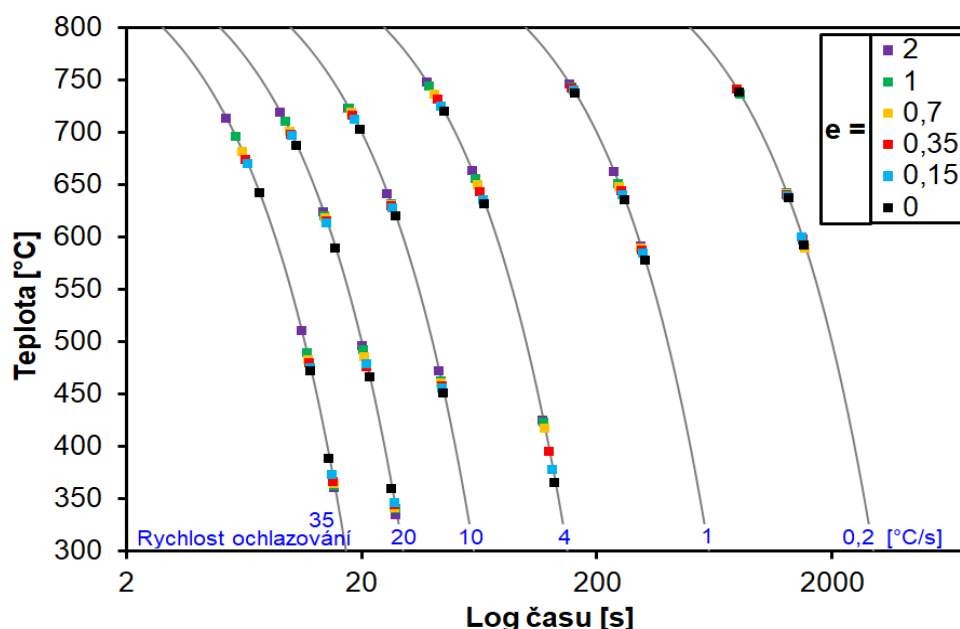
Obr. 47 Srovnání DCCT diagramů s použitím skutečné logaritmické deformace 0,35 a 2.

Srovnání CCT a DCCT diagramů pro celý rozsah zkoumaných deformací

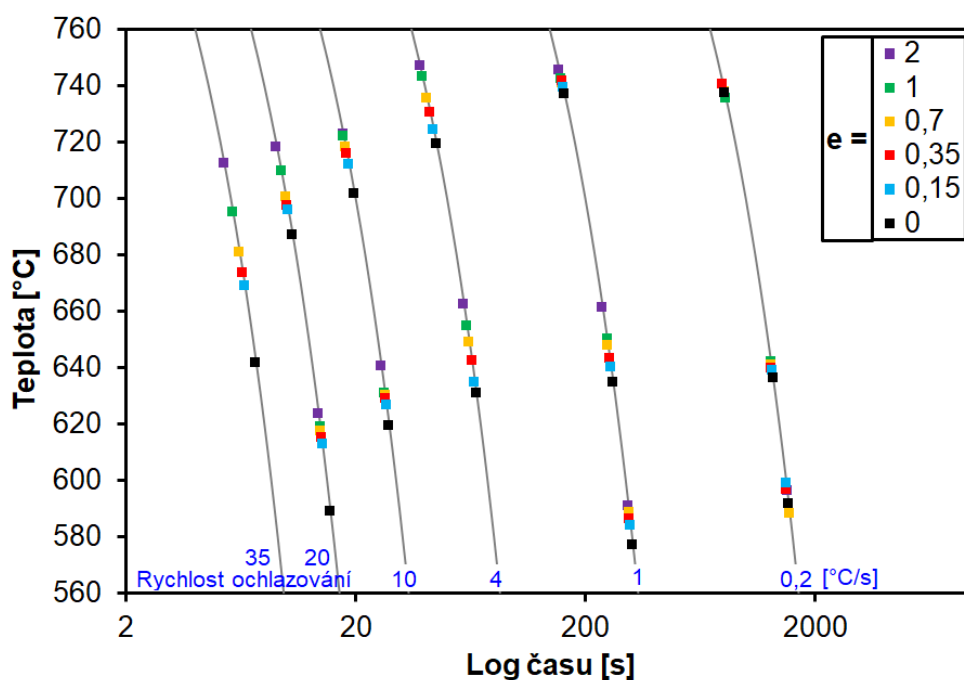
Diagram srovnávající všechny použité velikosti skutečné logaritmické deformace s CCT diagramem je na **obr. 48**. Z důvodu lepší přehlednosti jsou upraveny osy diagramu a není doplněn o křivky transformačních přeměn. Pro větší názornost je na **obr. 49** a **obr. 50** tento diagram rozdělený na dvě části, a to část ovlivněnou a neovlivněnou difúzí, tedy na ferit + perlit a bainit + martenzit.

Na diagramu lze přehledně sledovat jak vliv velikosti deformace na posuny transformačních křivek, tak rozptyl získaných bodů se zvyšující se rychlostí ochlazování.

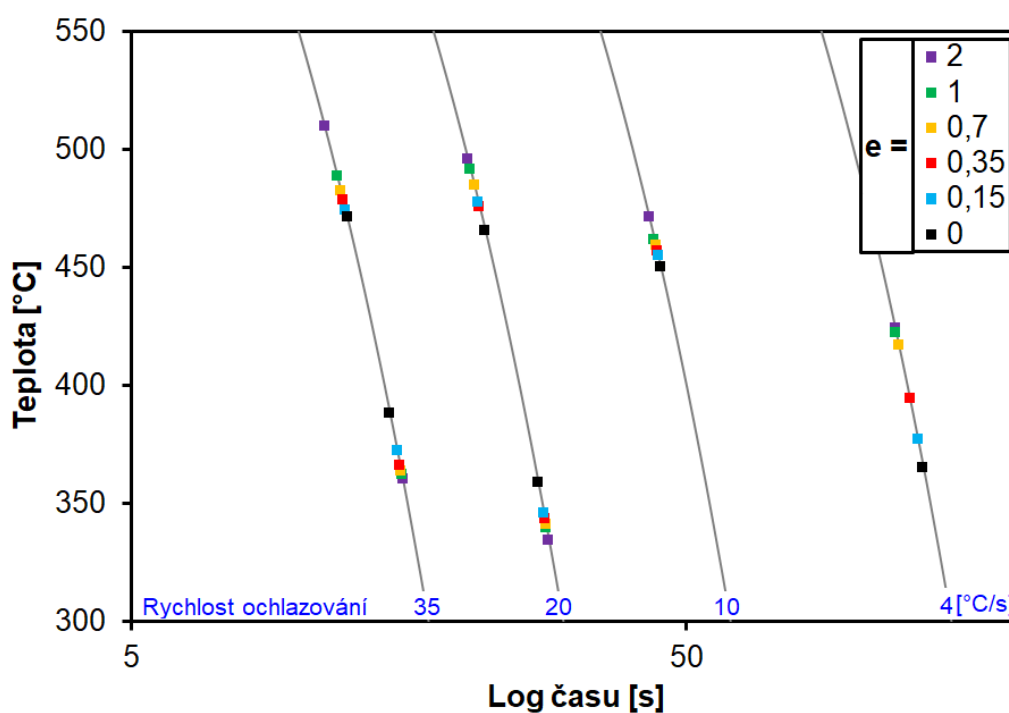
Vyímaje křivky P_F , kde jsou rozdíly teplot nejmenší z důvodu výskytu této křivky na nejnižších rychlostech ochlazování, lze u křivek difúzně vedených přeměn sledovat vzestupnost teploty spolu s rostoucí velikostí použité deformace. Nejrapidnější rozdíl je sledován u křivky F_S , kde je rozdíl teplot mezi stavem bez deformace a při použití deformace velikosti 2 necelých 71°C , v případě rychlosti ochlazování $35^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Stejně tak je křivka F_S nejlepším příkladem pro ukázkou akcelerace vlivem deformace. Zatímco černé body, popisující stav neovlivněný deformací, vykazují s růstem rychlosti ochlazování značně klesající trend, u nejvyšších použitých deformací o větším poklesu teplot naznačujících uzavření feritické oblasti nelze hovořit. Také u bodů popisujících křivky bainitické transformace lze sledovat závislost růstu teploty na velikosti použité deformace. Jediná křivka, která se od ostatních liší, je křivka popisující počátek martenzitické přeměny. U této přeměny dochází vlivem vyšší deformace ke snížení této teploty. Z teorie vyplývá vliv obsahu uhlíku na teplotu M_S – s růstem obsahu uhlíku v oceli dochází ke snížení teploty M_S , což vysvětluje pokles této teploty vlivem větší deformace. Při deformaci dochází k nahuštění krystalové mřížky, do které je intersticiálně navázán uhlík, čímž dochází ke zvýšení obsahu uhlíku v lokální oblasti a tím, dle zákonitostí, ke snížení teploty počátku martenzitické přeměny. Co se týče přeměn ovlivněných difúzí, ty jsou akcelerovány především zvýšením počtu míst, kde mohou produkty těchto přeměn nukleovat. S rostoucí deformací roste hustota dislokací, hranic zrn i neželezných vměstků, sloužících jako zárodečná místa.



Obr. 48 Srovnání CCT diagramu s DCCT diagramy celého rozsahu velikostí skutečné logaritmické deformace.



Obr. 49 Výřez ze srovnání CCT diagramu s DCCT diagramy celého rozsahu velikostí skutečné logaritmické deformace (detail F+P).

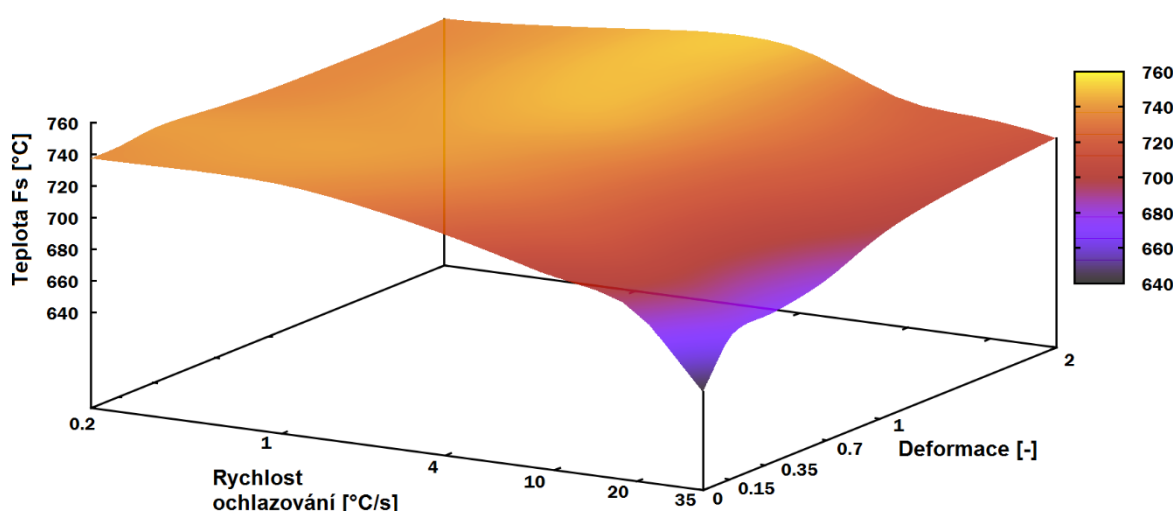


Obr. 50 Výřez ze srovnání CCT diagramu s DCCT diagramy celého rozsahu velikostí skutečné logaritmické deformace (detail B+M).

5.1.3 3D grafy transformačních teplot

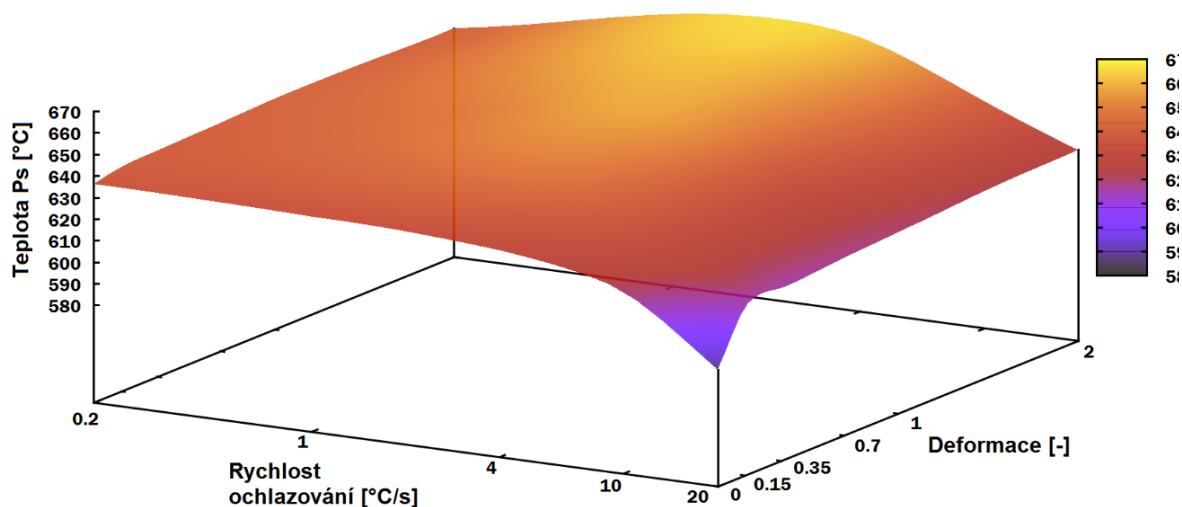
Pro popsání závislosti velikosti deformace a rychlosti ochlazování na teplotě byla vytvořena série unikátních 3D grafů, zahrnujících zmíněné parametry v celém zkoumaném rozsahu, tedy deformace 0-2 a rychlost ochlazování $0,2-35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

3D graf popisující křivku F_s je na **obr. 51**. Graf jen lépe dokumentuje již výše v práci zmíněná fakta. Teplota této křivky klesá spolu s růstem rychlosti ochlazování, což značí uzavírání feritické oblasti. Stejně tak je zde názorně vidět vzrůst teploty spolu s deformací. Dle teplotní škály dosahuje nejvyšší teploty feritická křivka při použití deformace velikosti 2 a ochlazování rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, což je v souladu s DCCT diagramem.



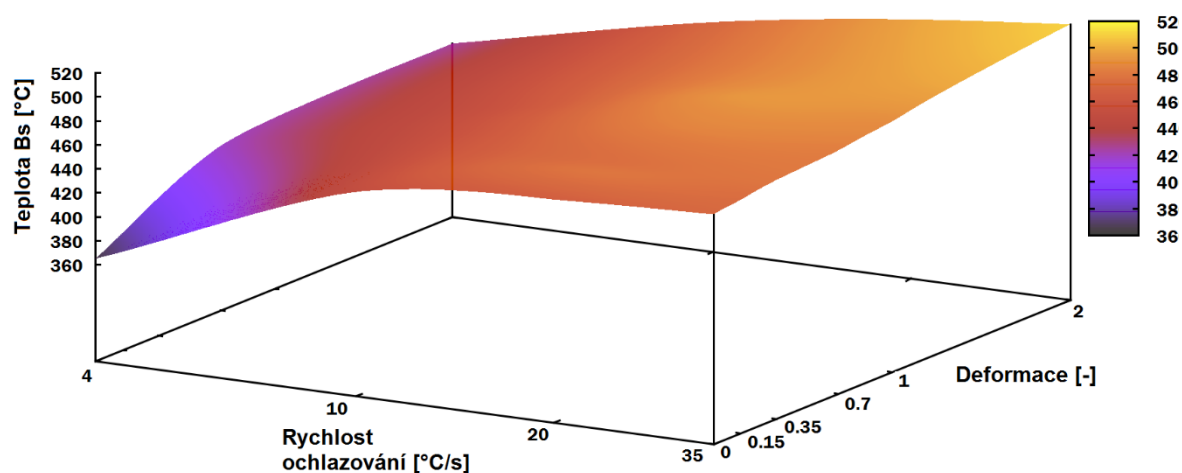
Obr. 51 3D graf popisující závislost teploty počátku feritické přeměny na parametrech deformace a rychlosti ochlazování.

Teplota křivky P_s je zpracována do 3D podoby na **obr. 52**. I zde je nejvyšší teplota této přeměny soustředěna ve středových oblastech, tedy někde mezi rychlostmi ochlazování 1 a $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ za užití nejvyšší deformace a stejně jako v předchozím grafu lze hezky sledovat rapidní pokles teploty u vzorků bez použití předchozí deformace se zvyšující se rychlostí ochlazování, především nad rychlostí $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



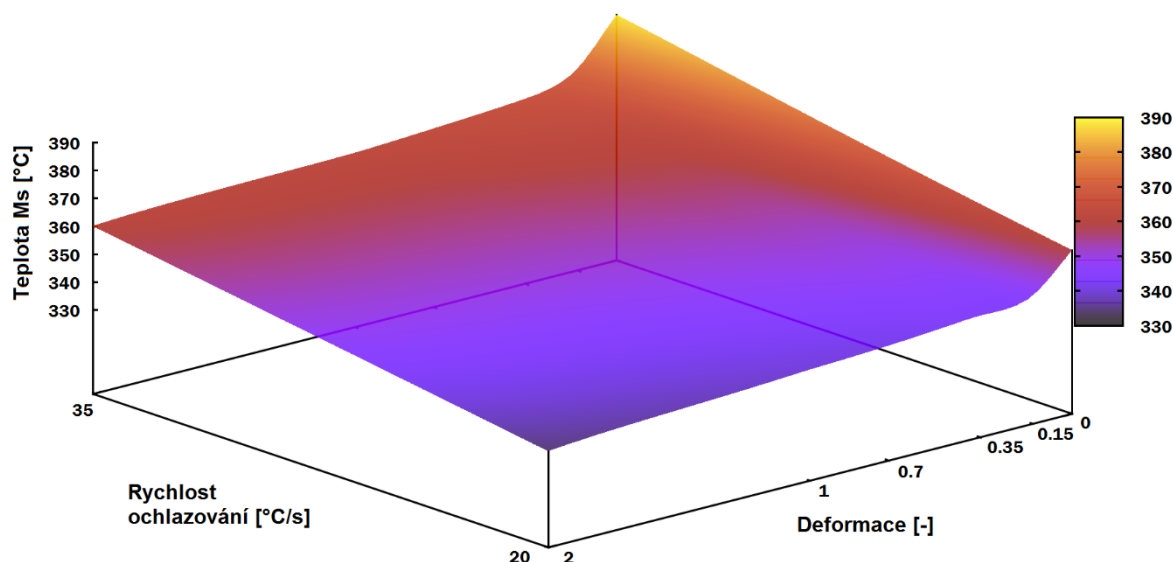
Obr. 52 3D graf popisující závislost teploty počátku perlitické přeměny na parametrech deformace a rychlosti ochlazování.

Bainitická přeměna naproti křivkám řízeným difúzí je teplotně zvyšována s rostoucí rychlostí ochlazování, stejně tak i s růstem velikosti deformace. Od rychlosti ochlazování $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ má graf směrem k vyšší rychlosti ochlazování i deformaci spíše lineární průběh s pozvolně rostoucím trendem až po nejvyšší zjištěnou teplotu této přeměny v případě deformace velikosti 2 a rychlosti ochlazování $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Intenzivnější růst teploty s deformací je zřejmý u rychlosti ochlazování $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. 3D graf pro bainitickou křivku je na **obr. 53**.



Obr. 53 3D graf popisující závislost teploty počátku bainitické přeměny na parametrech deformace a rychlosti ochlazování.

Odlišně koncipovaný 3D graf pro křivku M_s (osy pro rychlost ochlazování a velikost deformace nesou jejich hodnoty řazené sestupně) je na **obr. 54**. Vyjma oblasti popisující nedeformovaný stav se vykreslená plocha blíží rovině, neobsahuje tedy žádné výkyvy teplot. S růstem rychlosti ochlazování roste také teplota této přeměny, stejně tak je tomu u závislosti teploty na deformaci. Citelnější nárůst teploty lze sledovat pouze u stavu nepodmíněného předchozí deformaci.



Obr. 54 3D graf popisující závislost teploty počátku martenzitické přeměny na parametrech deformace a rychlosti ochlazování.

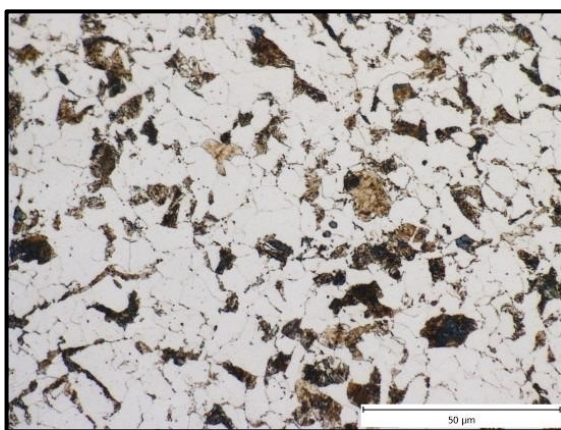
5.2 Výsledky metalografické analýzy

Jak již bylo zmíněno v popisu experimentu, metalografické analýzy byly provedeny pro vzorky v celém rozsahu deformací ale jen pro rychlosti ochlazování 0,2; 4 a 35°C·s⁻¹.

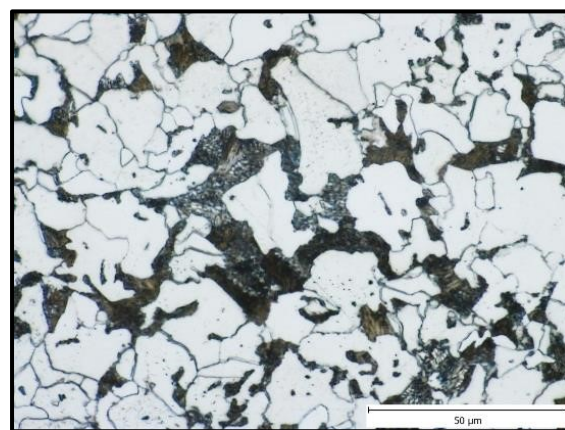
Mikrostruktura vzorků po ochlazování rychlostí 0,2°C·s⁻¹ je ve všech případech zvolené deformace tvořená výhradně feritem a perlitem, přičemž se nepatrně liší pouze podílem jednotlivých strukturních složek a případně velikostí feritických zrn. Podíly jednotlivých strukturních složek včetně naměřené tvrdosti a velikosti feritických zrn jsou shrnuty v **tabulce 6**. Tabulka dále nabízí hodnoty naměřené tvrdosti dle Brinella HBW a průměrnou velikost feritických zrn. Z tohoto pohledu je patrné, že velikost feritických zrn pozvolna klesá nepřímě úměrně s rostoucí deformací. Metalografické snímky jsou na **obr. 55-60**. Na **obr. 61** je diagram dokumentující **tab. 6** v grafické podobě.

Tab. 6 Procentuální zastoupení jednotlivých fází ve výsledné struktuře ochlazované rychlostí $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, doplněné o hodnoty tvrdosti dle Brinella a průměrnou velikost feritických zrn.

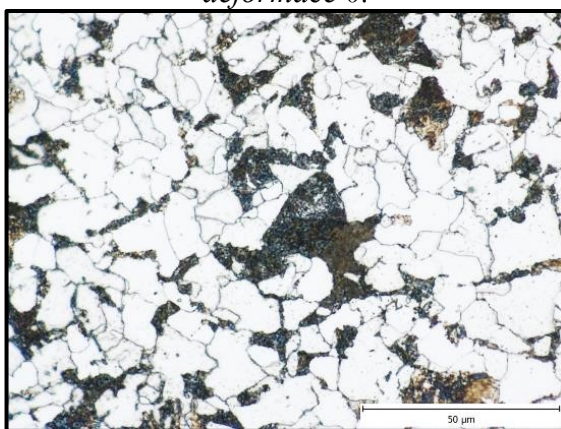
Deformace	Ferit [%]	Perlit [%]	Bainit [%]	Martenzit [%]	HBW	Prům. velikost feritických zrn [μm]
0	69	31	-	-	169	11,9
0,15	65	35	-	-	173	11,4
0,35	67	33	-	-	176	9,2
0,7	62	38	-	-	180	8,5
1	58	42	-	-	182	8,4
2	53	47	-	-	185	8,1



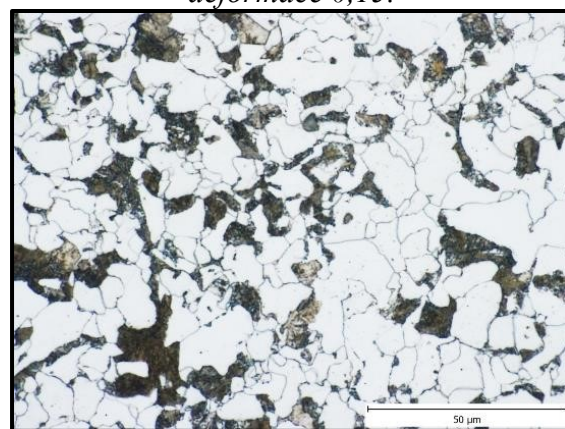
Obr. 55 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0.



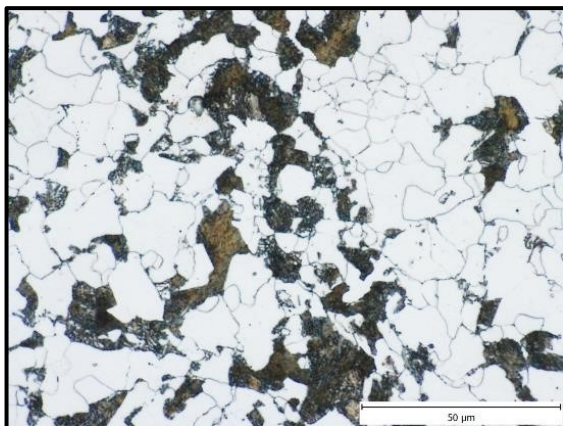
Obr. 56 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,15.



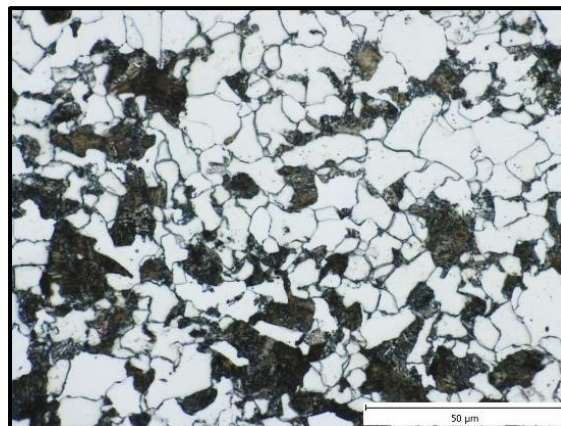
Obr. 57 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,35.



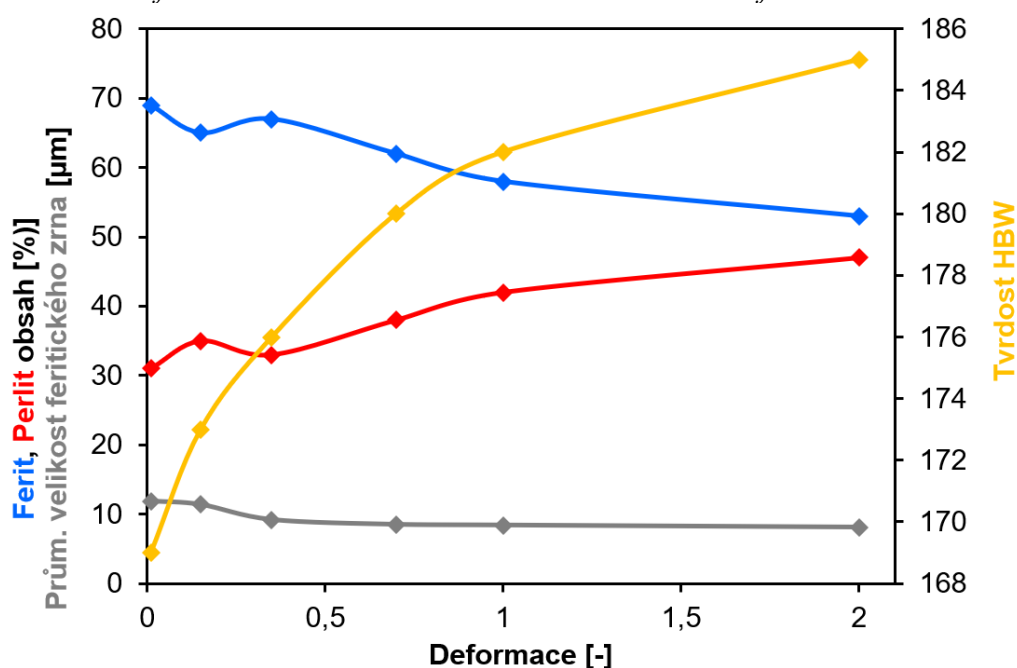
Obr. 58 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,7.



Obr. 59 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 1.



Obr. 60 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 2.

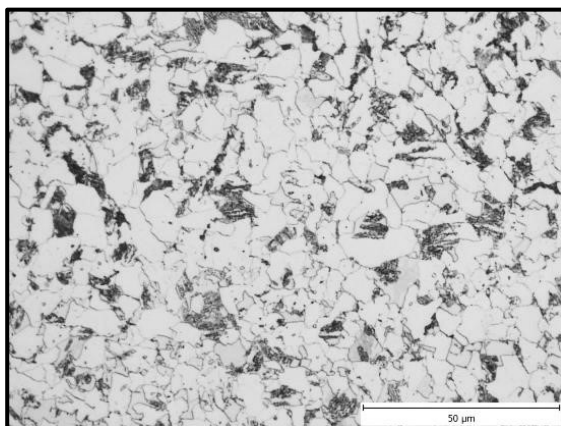


Obr. 61 Grafické znázornění závislosti obsahu feritu, perlitu, průměrné velikosti feritického zrna a tvrdosti na velikosti deformace pro rychlost ochlazování $0,2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

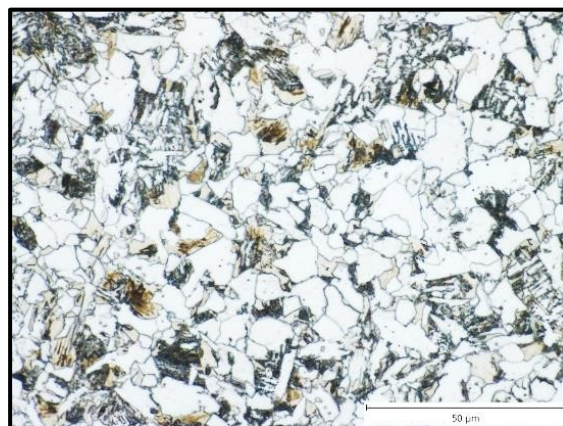
Zvýšení rychlosti ochlazování na $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ a výše vedlo k iniciaci tvorby základních složek, což potvrzují i metalografické rozbory na **obr. 62-67**. Mikrostruktura vzorků ochlazovaných rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ byla v celém rozsahu zvolených deformací tvořena směsí polyedrického feritu, perlitu a bainitu. Opět rozdílná velikost deformace vedla k různému rozložení zastoupených strukturních složek a případnému zjemnění feritu v závislosti na rostoucí deformaci. V **tab. 7** jsou opět shrnuty procentuální zastoupení fází, tvrdost a velikost zrn feritu. Grafické zpracování **tab. 7** je na **obr. 68**.

Tab. 7 Procentuální zastoupení jednotlivých fází ve výsledné struktuře ochlazované rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, doplněné o hodnoty tvrdosti dle Brinella a průměrnou velikost feritických zrn.

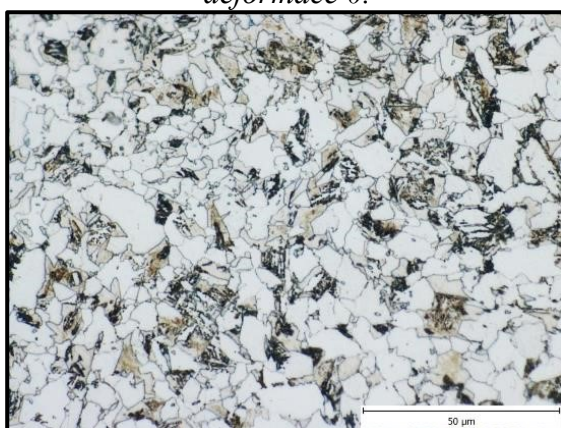
Deformace	Ferit [%]	Perlit [%]	Bainit [%]	Martenzit [%]	HBW	Prům. velikost feritických zrn [μm]
0	74	19	7	-	212	7,6
0,15	58	26	16	-	219	6,9
0,35	61	23	16	-	218	6,7
0,7	63	14	23	-	226	6,1
1	55	18	27	-	233	5,6
2	59	16	25	-	235	5,5



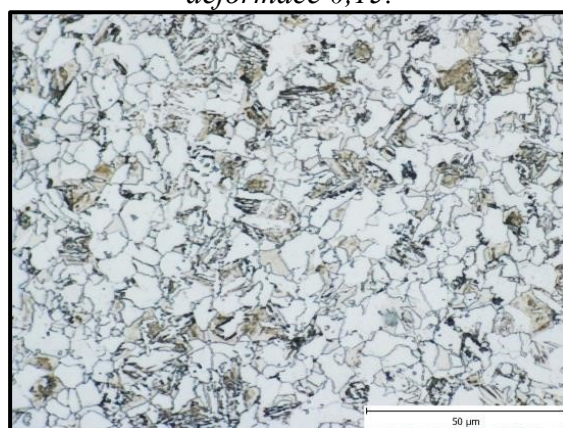
Obr. 62 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0.



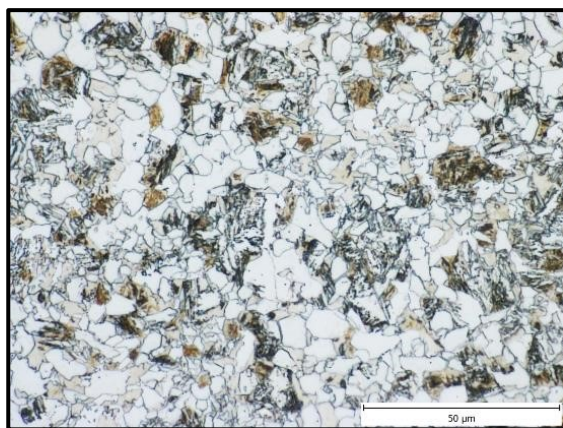
Obr. 63 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,15.



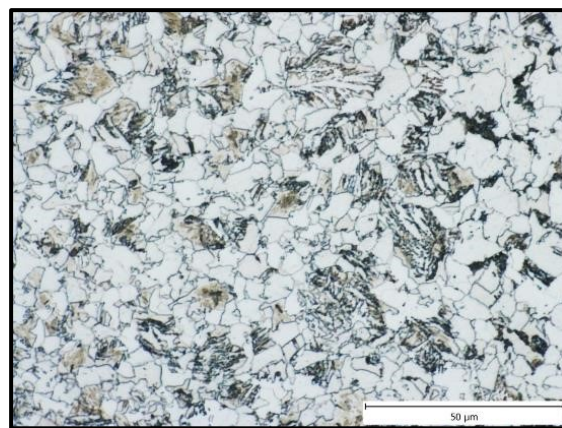
Obr. 64 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,35.



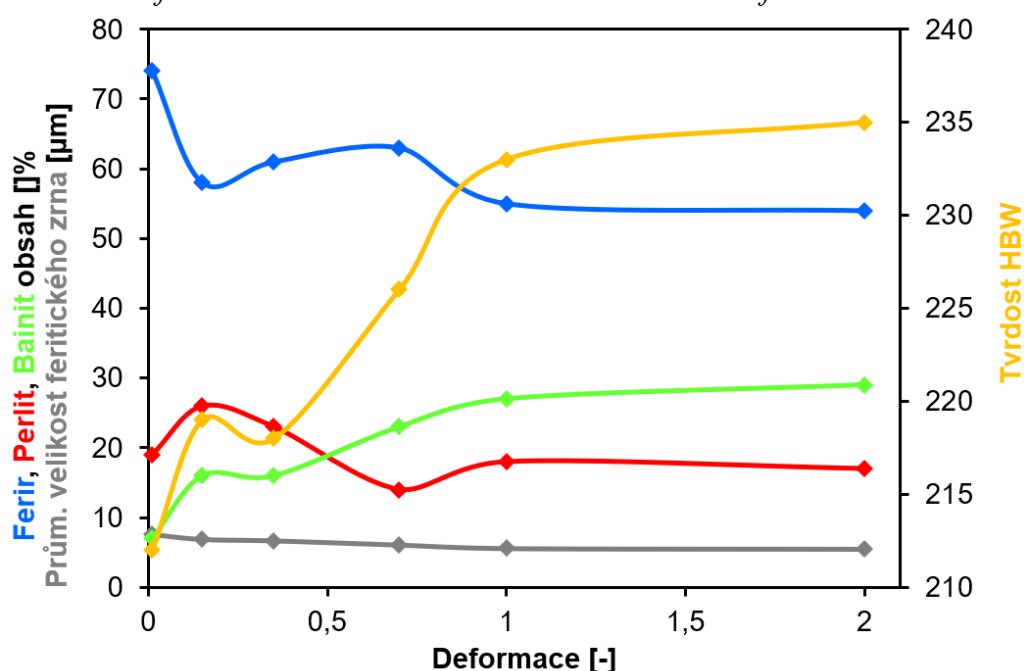
Obr. 65 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,7.



Obr. 66 Snímek mikrostruktury po ochlazení rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 1.



Obr. 67 Snímek mikrostruktury po ochlazení rychlostí $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 2.



Obr. 68 Grafické znázornění závislosti obsahu feritu, perlitu, bainitu, průměrné velikosti feritického zrna a tvrdosti na velikosti deformace pro rychlost ochlazení $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

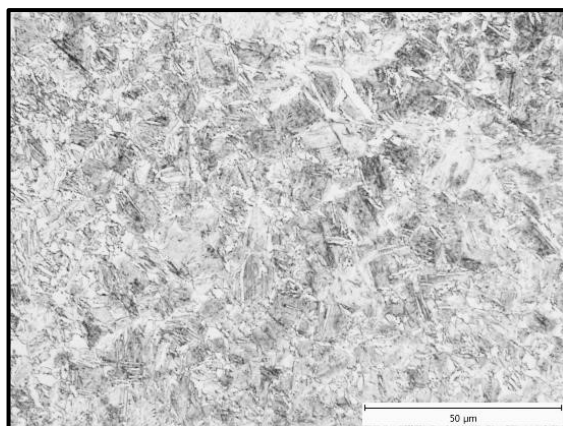
Nejvyšší zvolená rychlost ochlazení vedla ve zkoumané oceli především k tvorbě základních složek (bainitu a martenzitu) a feritu. Perlit již v těchto strukturách nebyl zaznamenán. Ovšem zde se projevil zásadní vliv deformace, kde nedeformovaná struktura vzorku po ochlazení rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ obsahuje jen minimální podíl feritu a ve struktuře převažuje martenzit, tak v opačném případě struktura vzorku po deformaci 2 je relativně rovnoměrně rozložená mezi ferit, bainit a martenzit. Tato zjištěná skutečnost spolu s mírně rostoucí velikostí feritických zrn v závislosti na rostoucí deformaci potvrzuje akceleraci feritické přeměny v (D)CCT diagramech. Výsledky metalografických

analýz vzorků ochlazovaných rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ jsou zaznamenány v **tab. 8** a na **obr. 69-74**.

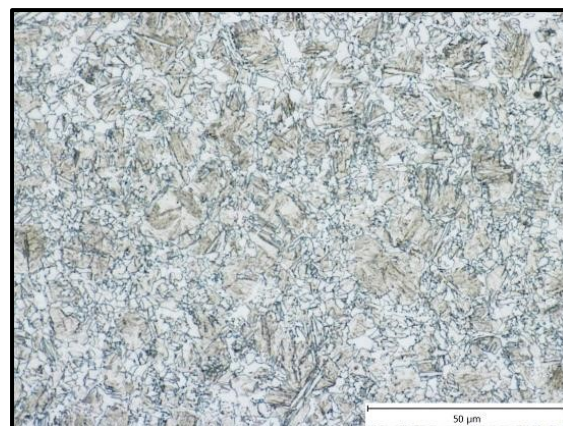
Tab. 8 v grafické podobě na **obr. 75**.

Tab. 8 Procentuální zastoupení jednotlivých fází ve výsledné struktuře ochlazované rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, doplněné o hodnoty tvrdosti dle Brinella a průměrnou velikost feritických zrn.

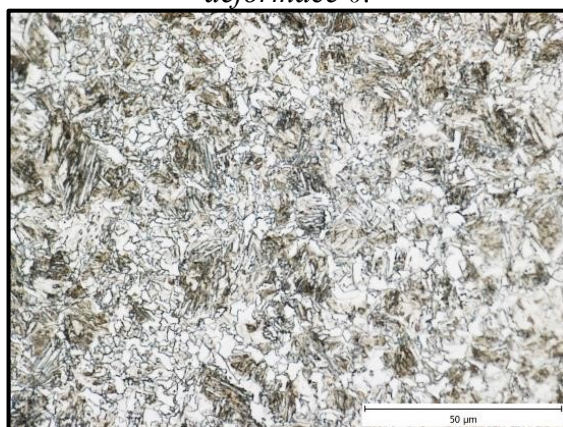
Deformace	Ferit [%]	Perlit [%]	Bainit [%]	Martenzit [%]	HBW	Prům. velikost feritických zrn [μm]
0	4	-	28	68	351	2,3
0,15	12	-	36	52	337	2,3
0,35	19	-	49	32	330	2,7
0,7	23	-	44	33	326	3,0
1	24	-	45	31	324	3,6
2	36	-	38	26	313	4,0



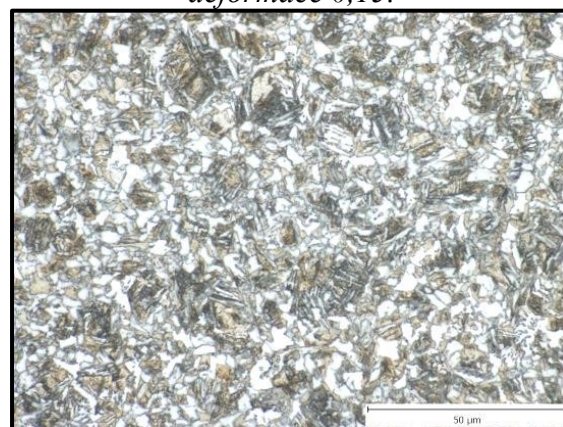
Obr. 69 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0.



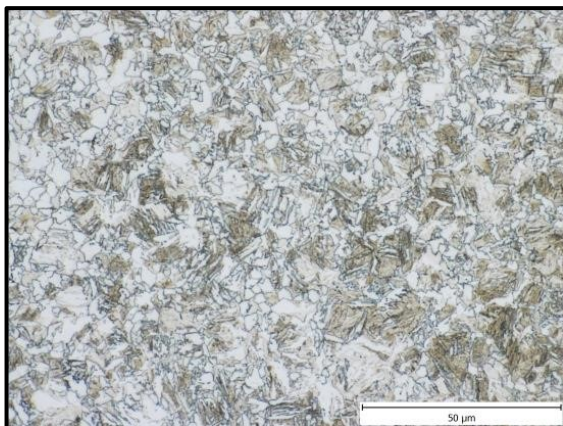
Obr. 70 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,15.



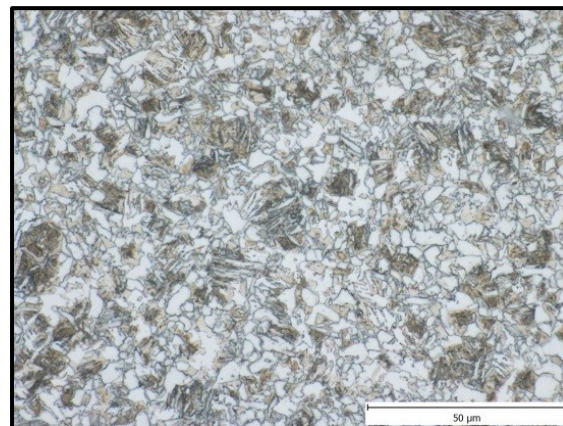
Obr. 71 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,35.



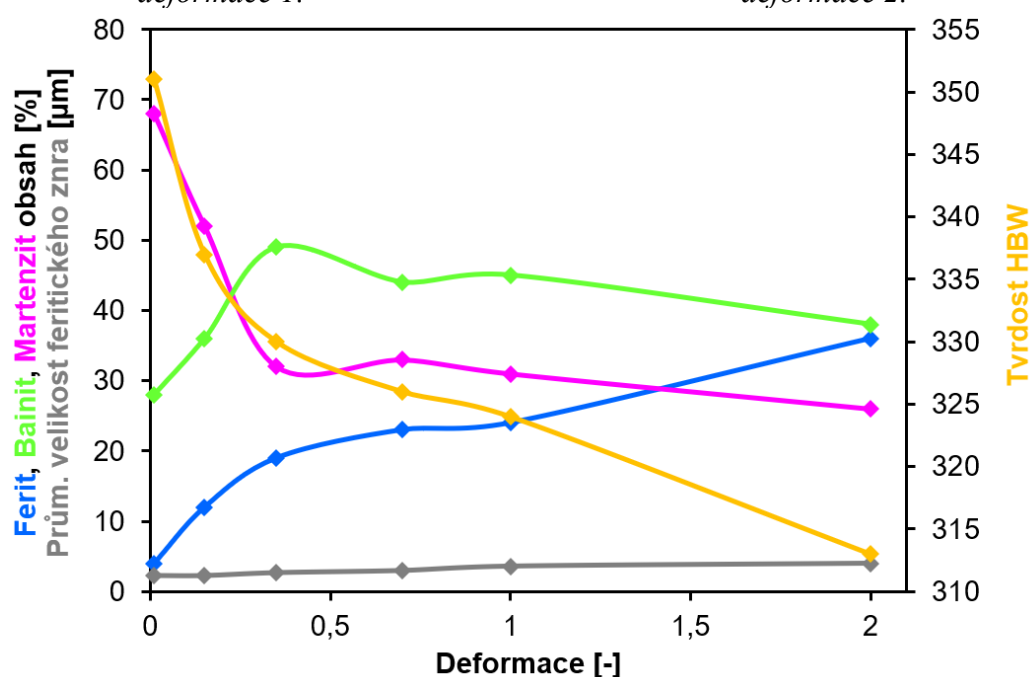
Obr. 72 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 0,7.



Obr. 73 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 1.



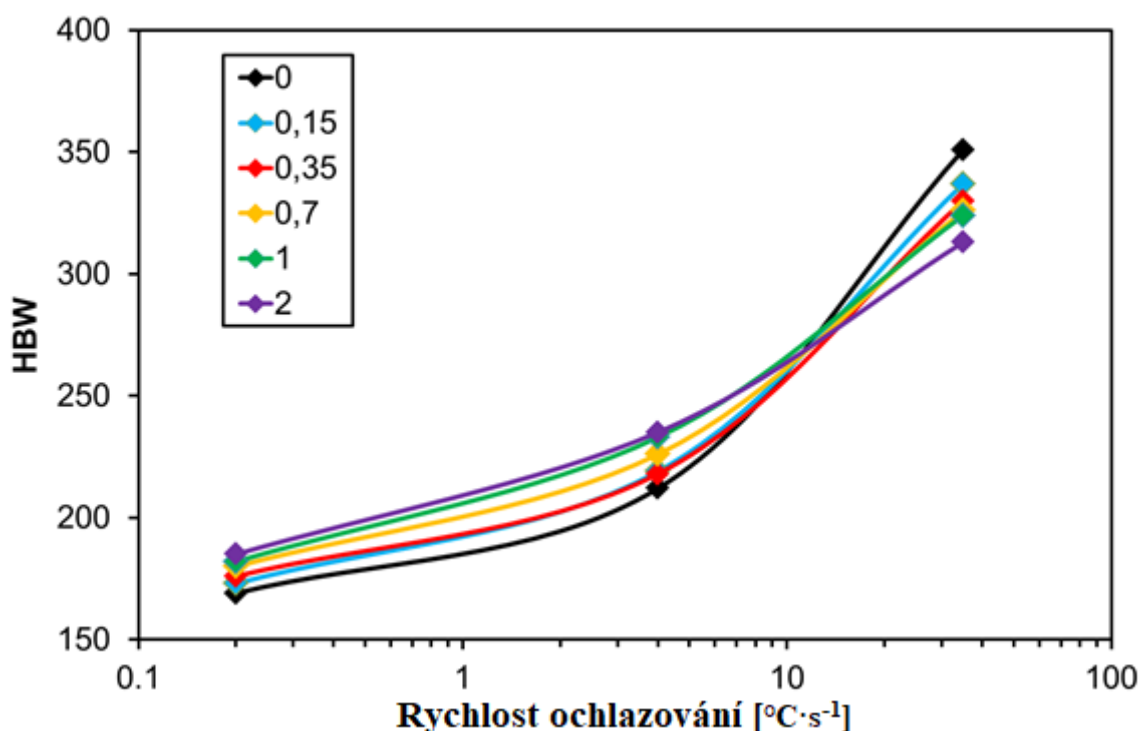
Obr. 73 Snímek mikrostruktury po ochlazování rychlostí $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, deformace 2.



Obr. 75 Grafické znázornění závislosti obsahu feritu, perlitu, bainitu, martenzitu, průměrné velikosti feritického zrna a tvrdosti na velikosti deformace pro rychlost ochlazování $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

5.3 Výsledky měření tvrdosti dle Brinella

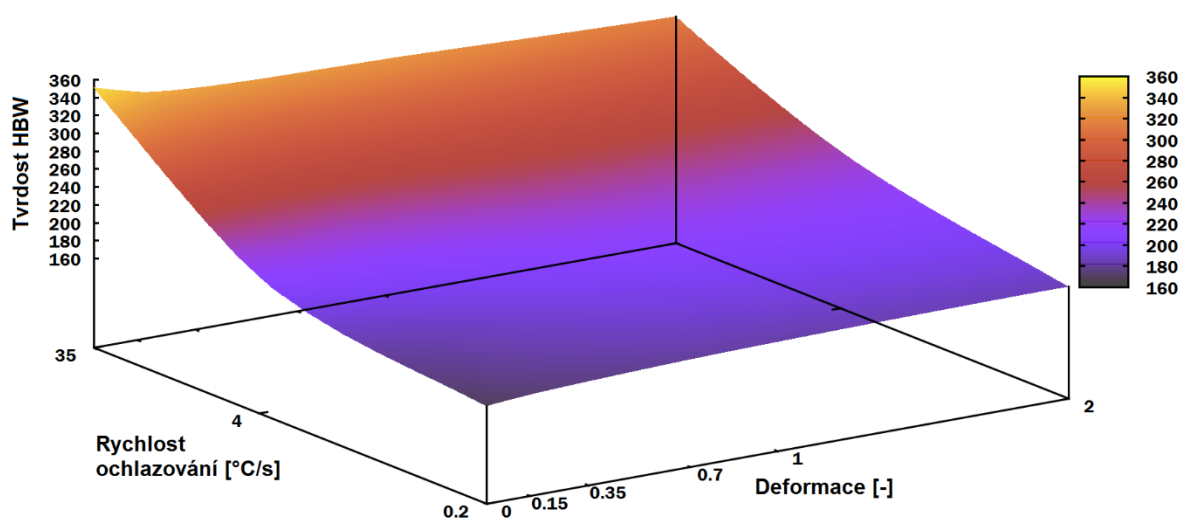
Statická zkouška měření tvrdosti dle Brinella byla provedena pro téže vzorky, které byly podrobeny metalografické analýze. Výsledný graf závislosti tvrdosti HBW na rychlosti ochlazování je na **obr. 76**.



Obr. 76 Graf závislosti tvrdosti dle Brinella na velikost skutečné logaritmické deformace a rychlosti ochlazování.

Z grafu je patrný očekávaný nárůst tvrdosti s rostoucí rychlostí ochlazování, přičemž hodnoty tvrdosti ovlivněné skutečnou logaritmickou deformací velikosti 2 jsou oproti těm bez deformace přibližně dvojnásobné. Z pohledu vlivu deformace na měřenou tvrdost nebyly zjištěny zásadní rozdíly, nicméně dle předpokladů u nejvyšší rychlosti ochlazování se projevil akcelerující efekt deformace na feritickou přeměnu, což způsobilo pokles tvrdosti ve srovnání s nedeformovanými vzorky, což je v souladu i s metalografickými analýzami, kde vzorek bez deformace obsahuje vyšší zastoupení martenzitu ve výsledné struktuře, než vzorek deformovaný, kde ve struktuře převládá ferit.

Pro lepší dokumentaci vlivu parametru deformace a rychlosti ochlazování byl opět vytvořen 3D graf (**obr. 77**) popisující závislost právě těchto parametrů. S rostoucí velikostí deformace nabývají křivky větší lineárnosti, naproti tomu u nedeformovaného stavu je tato závislost spíše exponenciálního charakteru. Z hlediska vlivu velikosti předchozí deformace je nejvyšší nárůst tvrdosti sledován u nedeformovaného stavu ochlazovaného rychlostí 35 °C·s⁻¹.



Obr. 77 Závislost tvrdosti dle Brinella na parametru deformace a rychlosti ochlazování.

5.4 Simulace vlivu velikosti předchozí deformace

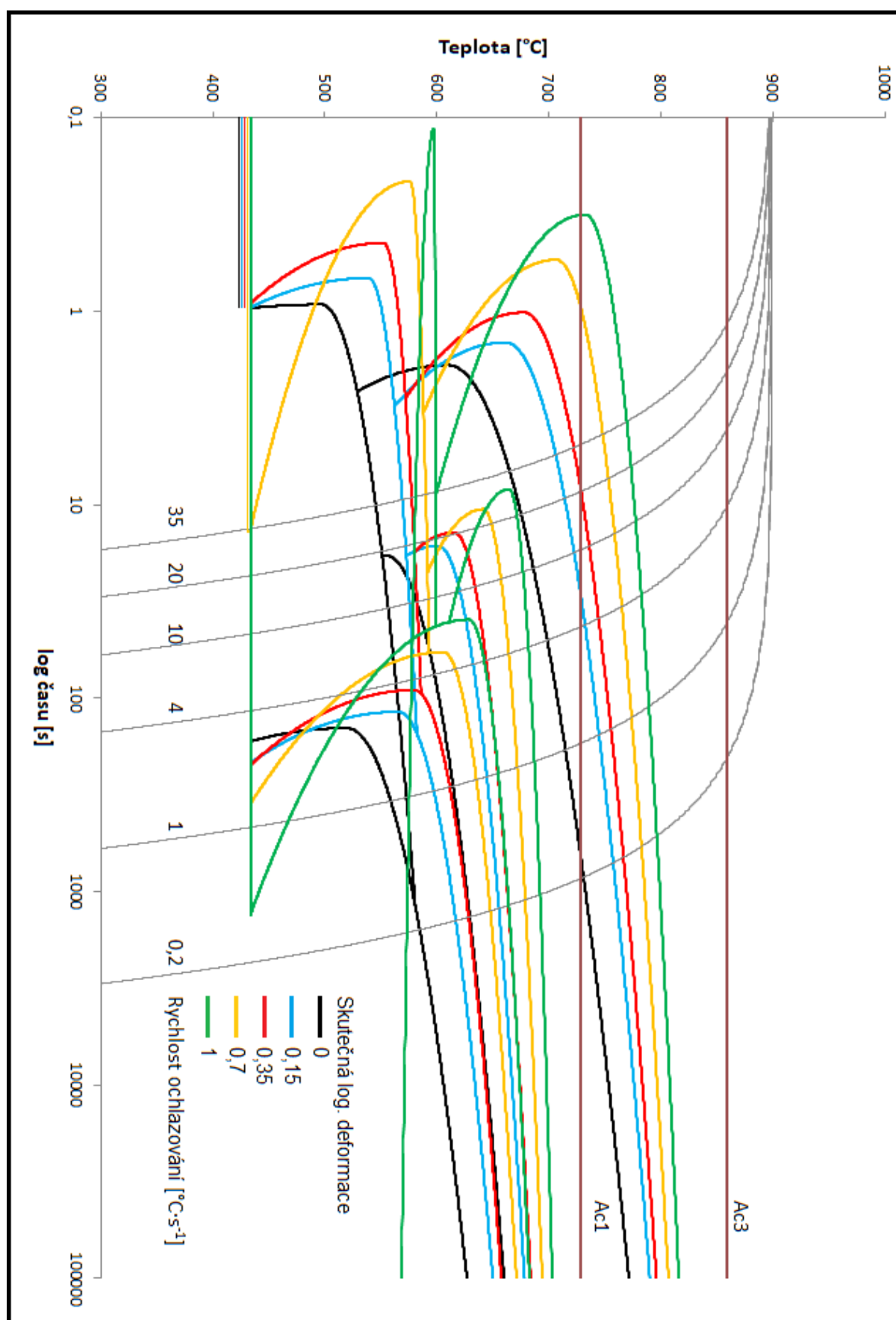
Vliv velikosti deformace na posuny křivek rozpadových diagramů byl nasimulován v již zmíněném softwaru QTSteel 3.2. Nasimulován byl, kromě DCCT diagramů pro jednotlivé velikosti deformací, také diagram CCT, který udává lepší pohled na celkový posun diagramů. Software bohužel neumožňuje simulace skutečné logaritmické deformace velikosti 2, což posouvá dilatometrický experiment do popředí co do objektivnosti diagramu po účincích větší deformace.

Pro srovnání vlivu velikosti deformace byl vytvořen jeden diagram obsahující všechny simulované stavy, tedy stav bez použití předchozí deformace a stavy s použitím předchozí skutečné logaritmické deformace velikosti 0,15; 0,35, 0,7 a 1. Program neumožňuje simulaci skutečné logaritmické deformace vyšší než 1, což v tomto případě znemožnilo tvorbu DCCT diagramu po deformaci 2. Graf simulace v QTSteelu je na **obr. 78**. Graf byl pro svou obsáhlost a lepší čitelnost pootočen a umístěn na celou stranu.

Na diagramu je zcela jednoznačně patrný vliv deformace na posuny transformačních křivek. U všech křivek, vyjma křivka přeměny martenzitické, došlo k akceleraci přeměny a zároveň k posunutí křivky k vyšším teplotám. Křivka F_s je z hlediska posunu po teplotní ose posouvána směrem nahoru s každým nárůstem deformace, přičemž rozdíl mezi stavem bez deformace a při použití logaritmické deformace velikosti 1 je přibližně 100°C. Při zaměření se na perlitickou oblast lze opět sledovat akceleraci a posun k vyšším teplotám s rostoucí velikostí použité deformace, za současného zužování perlitické oblasti. V případě perlitické přeměny

není akcelerační tak razantní, jako u přeměny feritické nicméně ji lze sledovat s každým nárůstem deformace. Nejrapidnější akceleraci lze sledovat u křivky bainitické. V případě zeleného diagramu (deformace 1) je zde jistá anomálie. Bainitická křivka neuzavírá oblast bainitu, jako je tomu u všech ostatních diagramů, tedy protíná křivku M_s , ale protíná křivku P_F a směřuje směrem doprava, tedy k delším časům.

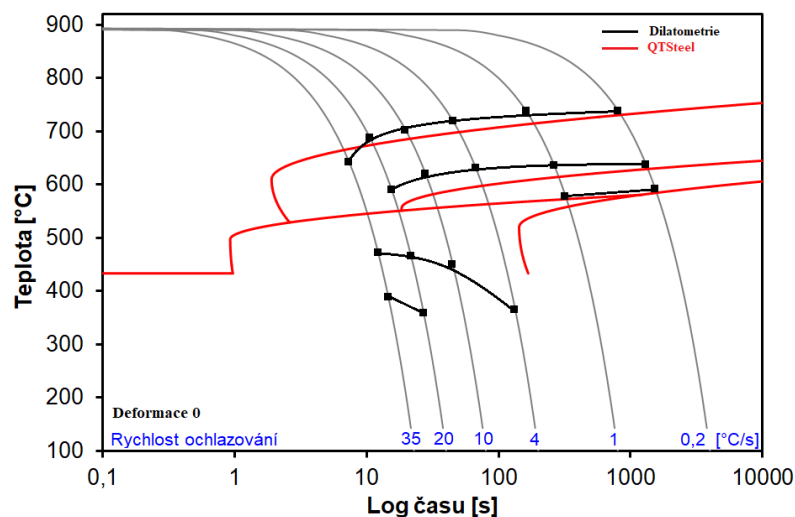
Co se martenzitické přeměny týče, její teplota je při simulaci při všech velikostech deformace konstantní. Křivka M_s je silně závislá na chemickém složení oceli a pro tuto konkrétní ocel ji software QTSteel vykreslil na stejné teplotě pro všechny simulované deformace. S rostoucí deformací lze sledovat pouze posun této křivky k delším časům, z čehož vyplývá, že podle softwaru by vznikl martenzit už při rychlosti ochlazování zhruba $0,5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ po aplikaci skutečné deformace velikosti 1. V případě deformace velikosti 0,7 je předpoklad vzniku martenzitu od rychlosti ochlazování přibližně $35^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



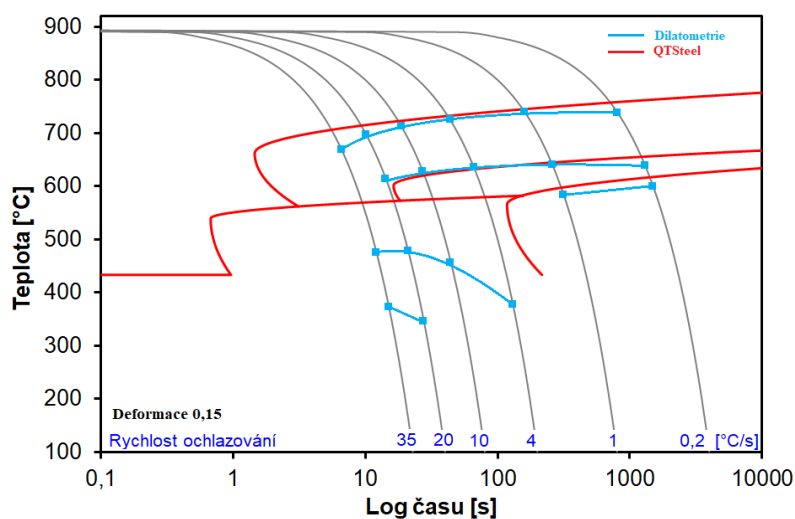
Obr. 78 Simulace vlivu velikosti deformace oceli P620Q vytvořená softwarem QTSteel 3.2

5.5 Srovnání dilatometrie se simulací v QTSteel

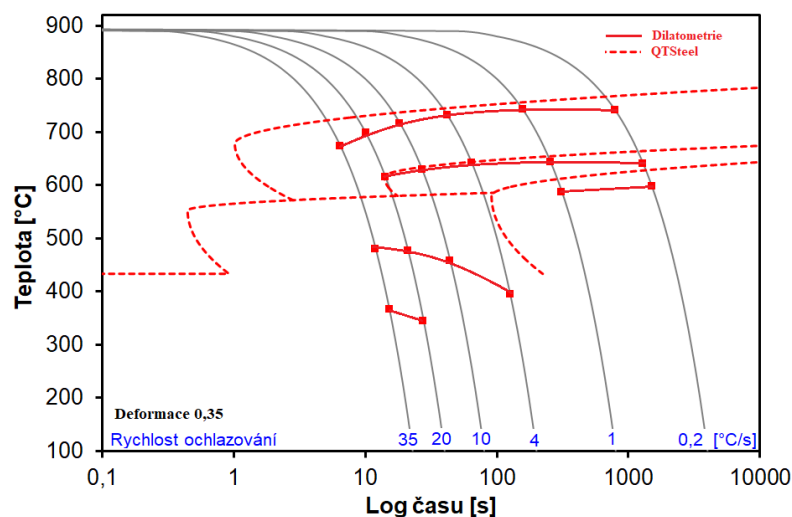
Pro srovnání DCCT diagramů sestrojených pomocí dilatometrických testů a DCCT diagramů nasimulovaných pomocí softwaru QTSteel 3.2 byla vytvořena série grafů na **obr. 79-83**. Z důvodu nemožnosti simulace skutečné logaritmické deformace velikosti 2 je tento diagram vynechán.



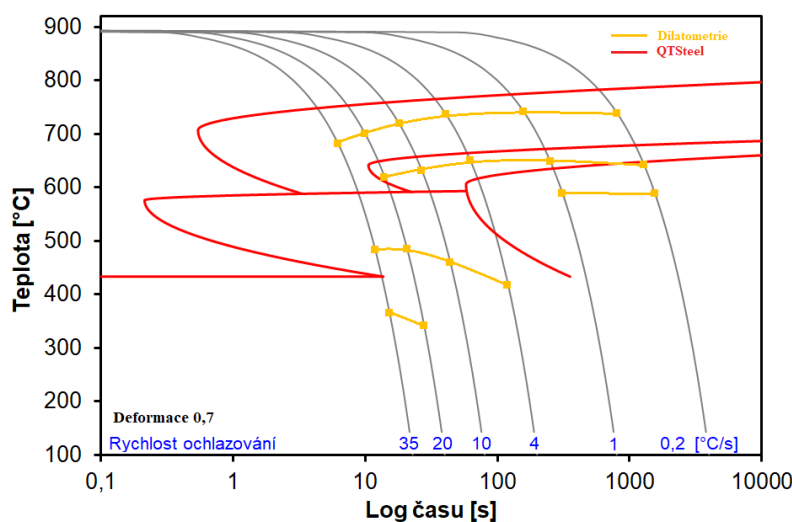
Obr. 79 Srovnání CCT diagramu sestrojeného pomocí dilatometrie a CCT diagramu nasimulovaného softwarem QTSteel (bez deformace).



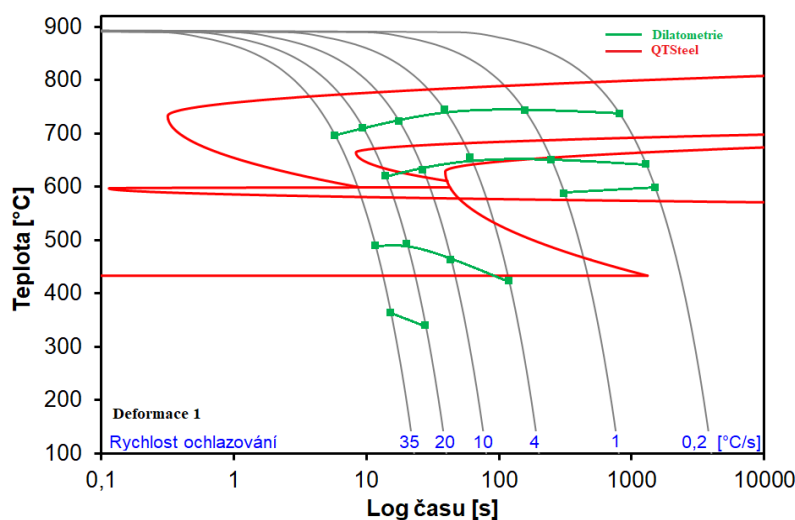
Obr. 80 Srovnání DCCT diagramu sestrojeného pomocí dilatometrie a DCCT diagramu nasimulovaného softwarem QTSteel (velikost skutečné logaritmické deformace 0,15).



Obr. 81 Srovnání DCCT diagramu sestrojeného pomocí dilatometrie a DCCT diagramu nasimulovaného softwarem QTSteel (velikost skutečné logaritmické deformace 0,35).



Obr. 82 Srovnání DCCT diagramu sestrojeného pomocí dilatometrie a DCCT diagramu nasimulovaného softwarem QTSteel (velikost skutečné logaritmické deformace 0,7).



Obr. 83 Srovnání DCCT diagramu sestrojeného pomocí dilatometrie a DCCT diagramu nasimulovaného softwarem QTSteel (velikost skutečné logaritmické deformace 1).

Je více než zřejmé, že se od sebe křivky nasimulované a určené pomocí dilatometrie radikálně liší. Se stoupající velikostí deformace, kdy dochází právě tímto vlivem k růstu teploty jednotlivých transformačních křivek, vyjma křivky počátku martenzitické deformace, dochází u křivek (F_S , P_S , P_F , B_S) nasimulovaných k mnohem rapidnějšímu vzrůstu teploty než u těchto křivek stanovených dilatometricky.

Křivky difúzí ovlivněných transformací se co do teploty zásadně neliší, rozdíly jsou zde řádově několik desítek stupňů Celsia. Z časového hlediska lze jen obtížně hodnotit, jelikož u dilatometrií určených křivek nejsou z důvodu limitní rychlosti ochlazování zaznamenány nosy přeměny feritické a perlitické, nicméně dle trendu křivek počátku feritické transformace lze říci, že feritický nos bude vznikat později u křivek sestrojených dilatometrií, než křivek nasimulovaných. Křivky ukončení perlitické přeměny budou simulací pravděpodobně posunuty ke kratším časům, jako křivky feritické. Opodstatněním tohoto tvrzení je to, že v případě simulace deformace $\geq 0,7$ se nachází nos křivek P_F nad rychlostí ochlazování $4^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, zatímco u dilatometrií stanovených křivek nebyla křivka P_F nad rychlostí ochlazování $1^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ sledována, z čehož lze vyvodit předpoklad výskytu nosu právě mezi rychlostmi ochlazování 1 a $4^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

Bainické křivky vykazují největší deviaci mezi křivkami nasimulovanými a sestrojenými dilatometrií. Křivky bainitu jsou v nemalé míře ovlivněny chemickým složením, na jehož základě software QTSteel křivky vykresluje. V tomto případě nebyl do simulace zahrnut parametr velikosti austenitického zrna, který má také vliv na transformační křivky, což může způsobit sledované odchylky. Křivka M_S , na kterou nemá velikost deformace z hlediska teploty v případě simulace žádný vliv, je rostoucí deformací neustále akcelerována. Ve srovnání s (D)CCT diagramy sestrojenými pomocí dilatometrických testů, zde dochází vlivem rostoucí deformace k poklesu teploty, přičemž z časového hlediska křivka svoji polohu s rostoucí deformací nemění, nebo alespoň v rozmezí použitých rychlostí ochlazování nelze tvrdit jinak.

Odchylky křivek nasimulovaných od těch určených v rámci experimentu potvrzují nepostradatelnost dilatometrických testů v případě uvažování předchozí deformace. Odchylky jsou způsobeny tím, že rovnice a algoritmy, se kterými tento software počítá jsou velice univerzální a nejsou zcela citlivé na rozdílné kombinace chemického složení a termomechanických podmínek. Nicméně právě pro svou univerzálnost, ekonomickou i časovou nenáročnost mohou tyto simulace mít význam

především při sestavování rozpadových diagramů nových typů ocelí, kde mohou tyto simulační softwary na základě chemického složení přibližně odhadnout teploty a časy jednotlivých přeměn, a ušetřit tak čas a s tím spojené náklady na dilatometrické rozbory většího množství vzorků. Simulací lze tedy zúžit rozmezí rychlosti ochlazování pro dosažení potřebné struktury v praxi.

6. Závěr

Znalost anizotermického rozpadu austenitu nachází největší uplatnění především v praxi, tedy v provozech využívajících řízené tváření spolu s navazujícím řízeným ochlazováním. V reálných podmínkách tváření za tepla je nezbytná především znalost diagramů beroucích v úvahu velikost deformace – DCCT diagramy. Tyto diagramy pomáhají lépe určit rychlost ochlazování pro získání požadované struktury po samotném tvářecím procesu a tím podnikům ušetřit nemalé finance, spojené se vznikem pro zákazníka nevhodné struktury dosažené nekorektní rychlostí ochlazování, kterou je následně nutné ošetřit tepelným zpracováním.

Tato předložená diplomová práce popisuje a shrnuje výsledky vlivu velikosti skutečné logaritmické deformace na rozpad austenitu legované, vysoce jakostní oceli P620Q sloužící především pro výrobu bezešvých trub. Pro sestavení rozpadových diagramů ovlivněných různými velikostmi deformace byly vzorky podrobeny dilatometrickým testům, metalografické analýze a měření tvrdosti. Pro porovnání byl experiment doplněn o simulaci ve specializovaném softwaru QTSteel 3.2. Výsledky všech výše zmíněných experimentů byly zpracovány a jsou použity v této diplomové práci.

Dilatometrické testy, dle očekávání potvrdily vliv rostoucí velikosti deformace na difúzně řízené transformace (ferit, perlit), tedy jejich akceleraci a posun k vyšším teplotám s každým vzrůstem použité deformace. Předchozí deformací dochází ke zjemnění zrn, tedy ke zvýšení počtu hranic zrn, včetně hustoty dislokací a ostatních mřížkových poruch, čímž vzniká mnohem větší množství míst pro nukleaci těchto produktů rozpadu přechlazeného austenitu. V případě bainitické přeměny došlo vlivem rostoucího parametru deformace k nárůstu teploty, nicméně pro popis přeměny z časového hlediska by bylo vhodné do experimentu začlenit více rychlostí ochlazování. Počátek martenzitické transformace byl vzrůstající deformací posouván k nižším teplotám. Dle zákonitostí popisujících vliv obsahu uhlíku na teplotu křivky M_s , byla tato křivka vlivem deformace posunuta právě dolů, z důvodu narůstajícího obsahu uhlíku v lokálních oblastech struktury vlivem akcelerace předcházejících transformací a nahuštění krystalové mřížky předchozí deformací.

Výsledky metalografických analýz korespondují s DCCT diagramy sestrojenými na základě dilatometrických testů. V případě zkoumaných rychlostí ochlazování $0,2$ a $4^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ došlo vlivem větší deformace ke snížení podílu feritu spolu se zjemněním jeho zrna. Snížení podílů feritických zrn v oblastech pomalých rychlostí ochlazování bylo způsobeno akcelerací

perlitu a pak u vyšších rychlostí i bainitu. V případě rychlosti ochlazování $35^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ došlo vlivem deformace k enormní akceleraci feritické přeměny, díky čemuž je procentuální zastoupení feritu v nedeformovaném stavu vyšší než ve stavu deformovaném. Z toho důvodu je i tvrdost nedeformovaného vzorku vyšší, z důvodu upřednostnění martenzitické transformace, jejíž produkt se vyznačuje vyšší tvrdostí, než produkty difúzních přeměn. Z hlediska tvrdosti byl dále potvrzen předpoklad vzrůstu hodnoty tvrdosti, při zvyšování rychlosti ochlazování.

Doplňková simulace v softwaru QTSteel potvrdila akcelerující vliv parametru deformace na transformace řízené difúzí, na druhou stranu křivky B_s a M_s se oproti těmto křivkám určeným dilatometrií zásadně liší, což dokazuje pouze orientační povahu simulačně sestrojených diagramů.

Výsledky této diplomové práce mohou být nápomocné nejen na provozech válcoven bezešvých trubek, ale i na dalších tvářecích provozech zpracovávajících ocel P620Q za tepla. Zde mohou přispět k řízení výsledné struktury a potažmo i mechanických vlastností tvářených výrobků. Navíc je tato práce přínosná i z metodologického hlediska, kdy jednak potvrzuje teorii o vlivu předchozí deformace a to ve velmi širokém rozsahu, což je doloženo i unikátními 3D grafy pro jednotlivé transformace. A dále srovnává a zároveň do jisté míry objasňuje přednosti použití matematicko-simulační a experimentální techniky v oblasti hodnocení transformací ocelí. Z teoretického pohledu tato práce zejména přispívá k rozšíření charakteristiky deformačního chování oceli P620Q.

Použitá literatura

- [1] PÍŠEK, F., RYŠ, P., JENÍČEK, L. *Nauka o materiálu*. 2., zcela přeprac. a rozš. vyd. Praha: Academia, 329s., 1975.
- [2] KAWULOK, R., Disertační práce, *Vliv deformace na rozpadové diagramy ocelí*, Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2015
- [3] ŠKANDERA, D., Bakalářská práce, *Vliv parametrů austenitizace a deformace na fázové přeměny během ochlazování nízkouhlikové oceli*, Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2017
- [4] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II.*, 2. opr. a rozš. vydání. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, 396 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [5] Oddělení povrchového inženýrství, *Rozpad austenitu* [online]. [cit. 2019-1-27]. Dostupné z: https://www.opi.zcu.cz/download/Tepelne%20zpracovani%2009_10.pdf
- [6] MAZANCOVÁ, E., *Technické materiály I*: učební text. Ostrava, Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2012, 150s. ISBN 978-80-248-2577-9
- [7] CHRÁSKA, P., DUBSKÝ, J., FREIWILLIG, R., *Bainitická transformace v ocelích*, Praha: Academia, 132s., 1981
- [8] SILBERNAGEL, A., *Struktura, vlastnosti a použití kovů*. Ostrava: Kovosil, 2011, 284s. ISBN 978-80-903694-6-7.
- [9] MARTINEC, J., PLÍHAL, A., a kol., *Svařování materiálů pracujících za kryogenních teplot* [online]. [cit. 2019-5-2]. Dostupné z: <http://www.tlakinfo.cz/t.py?t=2&i=1003>
- [10] MAALEKIAN, M. The Effects of Alloying Elements on Steels. Graz, Österreich, Studijní opora. Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren, Technische Universität Graz.
- [11] Efekt chemického složení na CCT diagram [online]. © 2015 [cit. 2015-3-8]. Dostupné z: <http://www.qform3d.com/processes/structure>
- [12] MUN, D. J., SHIN, E. J., CHOI, Y. W., LEE, S. J., KOO, Y. M. Effects of cooling rate, austenitizing temperature and austenite deformation on the transformation behavior of high-strength boron steel. *Materials Science and Engineering A*, roč. 545, 2012, s. 214-224. ISSN 0921-5093.
- [13] YAN, P., BHADESHIA, H. K. D. H. The austenite – ferrite transformation in enhanced-nobium, low carbon steel. *Materials science and technology* 31, 2015, s.1066-1076.

- [14] TOTTEN, G., XIE, L., FUNATANI, K. Modeling and simulation for material selection and mechanical design. Basel: Marcel Dekker, c2004. *Mechanical engineering* (Marcel Dekker, Inc.), 166s. ISBN 0-8247-4746-1.
- [15] ARANDA, M., KIM, B., REMENTERIA, R., et. al. Effect of prior austenite grain size to perlite transformation in a hypereutectoid Fe-C-Mn Steel. *Metallurgical and materials transactions A*, 2014, č.4, s. 1778-1786.
- [16] KAWULOK, R., ŠKANDERA, D., KAWULOK, P., The role of initial structure on transformation kinetics during cooling of steel C10. *Metal* 2017, s. 383-389.
- [17] YANG, H. S., BHADSHIA, H. K. D. H. Austenite Grain Size and the Martensite–Start Temperature. *Scripta Materialia*, roč. 60, 2009, č. 7, s. 493-495. ISSN 1359-6462.
- [18] ŠEVČÁK, V., BENČ, M., KAWULOK, R., a kol., *Studium vlivu deformace a vysokoteplotní austenitizace na transformační kinetiku oceli P620Q*. 2018, Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava.
- [19] JANDOVÁ, D., VADOVICOVÁ, L. Influence of deformation on austenite decomposition of steel 0,5C-1Cr-0,8Mn-0,3Si, In: *Metal 2004*, Conference Proceedings. Ostrava: Tanger Ltd., 2004, paper No.223.
- [20] KAWULOK, R., SCHINDLER, I., MIZERA, J., a kol. Transformation diagrams of selected steel grades with consideration of deformation effect, *Arch metal*, č.63, 2018, s. 55-60.
- [21] NÜRNBERGER, F. et al. Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures. *Steel Research International*, roč. 81, 2010, č. 3, s. 224-233.
- [22] DONG, H., SUN, X. Deformation induced ferrite transformation on low carbon steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 9, 2005, s.269-276.
- [23] KAWULOK, R. et al. Transformation kinetics of selected steel grades after plastic deformation. *Metalurgija*, roč. 55, 2016, č. 3, s. 357-360. ISSN 0543-5846.
- [24] KAWULOK, V., Diplomová práce, *Vliv deformace na rozpadový diagram eutektoidní oceli legované chromem*. Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2016.
- [25] Katedra fyziky materiálů – Univerzita Karlova, *Dilatometrie* [online]. [cit. 2019-2-21]. Dostupné z: <https://material.karlov.mff.cuni.cz/cs/pristroje/dilatometrie>
- [26] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2001. ISBN 80-7204-193-2.
- [27] DYJA, H., GAŁKIN, A., KNAPIŃSKI, M. *Reologia metali odkształczanych plastycznie*. 1. vydání. Częstochowa: Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, 2010, 371 s. ISBN 978-83-7193-471-1

- [28] KAWULOK, P., KAWULOK, R., RUSZ, S., *Metodika sestavování rozpadových diagramů typu CCT a DCCT (tzn. i s uvažováním vlivu předchozí deformace*, Návod pro cvičení z předmětu Deformační chování materiálů, 2017.
- [29] KLOUČKOVÁ, A., ZEMENOVÁ, P., KLOUČEK, J., PABST, W. Termická analýza. Praha, 2012. *Studijní materiál*. Vysoká škola chemicko-technologická v Praze.
- [30] SKLENAŘÍKOVÁ, I., KURSA, M. Základní metody určování transformačních teplot při fázových přeměnách v tvarově paměťových slitinách, In: *Metal 2005*, Conference Proceedings. Ostrava: Tanger Ltd, 2005
- [31] Katedra fyziky materiálů – Univerzita Karlova, *Rezistometrie* [online]. [cit. 2019-2-24]. Dostupné z:
<https://material.karlov.mff.cuni.cz/cs/pristroje/rezistometrie>
- [32] European steel and alloy grades/numbers, *P620Q* [online]. [cit. 2019-2-12]. Dostupné z: http://www.steelnumber.com/en/steel_composition_eu.php?name_id=530
- [33] SCHINDLER, I., KAWULOK, P. Aplikační možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrawedge II na VŠB-TU Ostrava. *Hutnické listy*, roč. 66, 2013, č. 4, s. 85-90. ISSN 0018-8069.
- [34] *Dynamic Systems Inc. - 39018 CCT Dilatometer User's Manual*. Poestenkill, NY: DSI, 2014, 22 s
- [35] Gleeble, *Gleeble 3800* [online]. [cit. 2019-2-26]. Dostupné z:
<https://www.leeble.com/products/leeble-systems/leeble-3800.html>
- [36] ITA Technology & Software, *Program QT Steel* [online]. [cit. 2019-3-11]. Dostupné z:
<http://www.ita-tech.cz/en/products-services/heat-treatment/software-qtsteel>
- [37] ŠIMEČEK, P. Program QTSteel 3.2 - uživatelská příručka. Ostrava: ITA spol s.r.o., 2012, 36 s.
- [38] Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství, VŠCHT Praha, *Metalografie I* [online]. [cit. 2019-3-17]. Dostupné z:
<http://ukmki.vscht.cz/files/uzel/0016736/Metalografie%20I.pdf?redirected>